

Giesserei Rundschau

endless forms

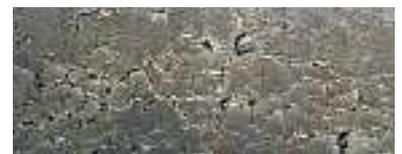
BÖHLER WARMARBEITSSTÄHLE

Höchster Pressdruck, extreme Wechseltemperaturen – Bedingungen, denen nur die hochwertigsten Werkstoffe mit besten Zähigkeitseigenschaften gerecht werden. BÖHLER Warmarbeitsstähle sind gezielt auf diese Anforderungen entwickelt. Speziell für die **Realisierung von komplizierten Druckgießwerkzeugen** mit feinen Stegen und Konturen bieten die vakuumgeschmolzenen VMR-Werkstoffe höchste Lebenszyklen.

BÖHLER Warmarbeitsstähle: wenn Brandrissbeständigkeit und Wirtschaftlichkeit für **endless** Standmengen für Sie ein Thema sind.



Einwandfreie Werkzeugoberfläche –
Werkzeug aus BÖHLER W400 VMR



Brandrissbeschädigte Werkzeugoberfläche –
Standardwerkzeug aus 1.2343 ESU

AAG
AUSTRIA ALU-GUSS
Ein Unternehmen der Bostal-Gruppe

Wir sind für die schönen Dinge im Leben!

BORBET
Borbet Group

www.aluguss.com

Austria Alu-Guss-Gesellschaft m.b.H. • A-5282 Ranshofen
Telefon +43(0)7722 - 8 74 26 • E-mail aagbox@aluguss.com

ASCO KOHLENSÄURE AG

ASCOJET[®]
DRY ICE BLASTING

Reinigung mit Trockeneis

Nicht abrasiv
Leistungsstark
Trocken

für

- Kokillen
- Kernkästen
- Druckgussformen
- etc.

ASCO KOHLENSÄURE AG
Ihr Partner für individuelle
Gesamtlösungen im Giessereibetrieb

Industriestrasse 2 Tel: +41 71 466 80 80
CH-8590 Romanshorn Fax: +41 71 466 80 66
www.ascojet.com ascojet@ascoco2.com

**Surface finishing
adds the value**

Gleitschlifftechnik · Strahltechnik

Innovative Lösungen vom Weltmarktführer
für Oberflächenbearbeitung

Lohnbearbeitung auf
modernsten Anlagen

www.rosler.at

RÖSLER[®]
finding a better way ...

RÖSLER Oberflächentechnik GmbH · Hetmanekgasse 15
Tel.: +43/1/6985180-0 · Fax: +43/1/6985182 · office@rosler.at

**Bitte besuchen Sie uns auf der Metal in Kielce-Polen
vom 24. 9. bis 26. 9. 2008, Pavillon B, Stand B93**

TargiKielce

ufi Approved Event

METAL
14. Internationale Messe der
Technologie für Gießereitechnik
www.metal.targikielce.pl

NONFERMET
7. Messe für Technologie, Verarbeitung
und Anwendung der Nichteisenmetalle
www.nonfermet.targikielce.pl

WELDING
3. Die Ausstellung für Schweißtechnik
www.welding.targikielce.pl

24-26.09.2008
Kielce, Polen

**WIR LADEN SIE ZU DER IN MITTELOSTEUROPA
FÜHRENDEN GIEßEREIFACHMESSE EIN**

Messe Kielce GmbH: ul. Zakładowa 1, 25-672 Kielce, Poland

Ausländische Vertretung
FRANCE: Mr. Michal Kania, ON-SYSTEM, tel. +33 148 76 21 76
e-mail: mkania@on-events.net
GREAT BRITAIN: INTEC, Kate Kujawa,
tel. +44 884 893 ext. 204, e-mail: info@intecuk.com
POLAND: Project Manager - Piotr Pawelec, Kielce Trade Fairs
tel. +4841 365 12 20, e-mail: pawelec.p@targikielce.pl

Impressum

Medieninhaber und Verleger:
VERLAG LORENZ

A-1010 Wien, Ebendorferstraße 10
Telefon: +43 (0)1 405 66 95
Fax: +43 (0)1 406 86 93
e-mail: giesserei@verlag-lorenz.at
Internet: www.verlag-lorenz.at

Herausgeber:
Verein Österreichischer Gießerei-
fachleute, Wien, Fachverband der Gie-
ßereiindustrie, Wien
Österreichisches Gießerei-Institut
des Vereins für praktische Gießerei-
forschung u. Lehrstuhl für Gießereikunde
an der Montanuniversität, beide Leoben

Chefredakteur:
Bergrat h.c. Dir.i.R.,
Dipl.-Ing. Erich Nechtelberger
Tel. u. Fax +43 (0)1 440 49 63
e-mail: nechtelberger@voeg.at

Redaktionelle Mitarbeit und
Anzeigenleitung:
Irene Esch +43 (0)1 405 66 95-13
oder 0676 706 75 39
e-mail: giesserei@verlag-lorenz.at

Redaktionsbeirat:
Dipl.-Ing. Werner Bauer
Dipl.-Ing. Alfred Buberl
Univ.-Professor
Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek
Dipl.-Ing. Dr. mont. Hansjörg Dichtl
Prof. Dr.-Ing. Reinhard Döpp
Univ.-Professor Dipl.-Ing.
Dr. techn. Wilfried Eichseder
Dipl.-Ing. Dr. techn. Erhard Kaschnitz
Dipl.-Ing. Adolf Kerbl
Dipl.-Ing. Gerhard Schindelbacher
Univ.-Professor
Dr.-Ing. Peter Schumacher

Abonnementverwaltung:
Silvia Baar +43 (0)1 405 66 95-15

Jahresabonnement:
Inland: € 59,20 Ausland: € 75,10
Das Abonnement ist jeweils einen
Monat vor Jahresende kündbar,
sonst gilt die Bestellung für das
folgende Jahr weiter.

Bankverbindung:
Bank Austria BLZ 12000
Konto-Nummer 601 504 400

Erscheinungsweise: 6x jährlich

Druck:
Druckerei Robitschek & Co. Ges.m.b.H.
A-1050 Wien, Schlossgasse 10-12
Tel. +43 (0)1 545 33 11,
e-mail: druckerei@robitschek.at

Nachdruck nur mit Genehmigung
des Verlages gestattet. Unverlangt
eingesandte Manuskripte und Bilder
werden nicht zurückgeschickt.
Angaben und Mitteilungen, welche von
Firmen stammen, unterliegen nicht der
Verantwortlichkeit der Redaktion.

Giesserei Rundschau

Organ des Vereines Österreichischer Gießereifachleute und des
Fachverbandes der Gießereiindustrie, Wien, sowie des Österrei-
chischen Gießerei-Institutes und des Lehrstuhles für Gießerei-
kunde an der Montanuniversität, beide Leoben.

INHALT

Höchster Pressdruck, extreme Wechseltemperaturen – Bedin-
gungen, denen nur die hochwertigsten Werkstoffe mit besten
Zähigkeitseigenschaften gerecht werden. BÖHLER Warmarbeits-
stähle sind gezielt auf diese Anforderungen entwickelt. Speziell
für die **Realisierung von komplizierten Druckgießwerkzeugen** mit
feinen Stegen und Konturen bieten die vakuumumgeschmolze-
nen VMR-Werkstoffe höchste Lebenszyklen.
BÖHLER Warmarbeitsstähle: wenn Brandrissbeständigkeit und
Wirtschaftlichkeit für **endless** Standmengen für Sie ein Thema
sind.

Kontaktadressen:
BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, A-8605 Kapfenberg,
Mariazeller Straße 25, Tel.: +43 (0)3862 20 0, Fax: 7525,
E-Mail: info@bohler-edelstahl.com, www.bohler-edelstahl.com

BÖHLERSTAHL Vertriebsgesellschaft m.b.H., A-1201 Wien,
Nordwestbahnstraße 12-14, Tel.: +43 (0)1 331 37 0, Fax: 213,
E-Mail: leitung@bohlerstahl.at, www.bohler.at

BÖHLER DEUTSCHLAND, D-40549 Düsseldorf, Hansaallee 321,
Tel.: +49 (0)211 522 0, Fax: +49 (0)211 522 2252,
E-Mail: info@bohler.de, www.bohler.de



BEITRÄGE 134

- **Produktivitätssteigerung mit dem Bühler SPEEDiall-Prozess**
- **Umstellung einer Leichtmetallgießerei auf anorganische Kernfertigung**
- **Wirkung von Kühlkokillen im Sandguss auf Gefüge und mechanische Eigenschaften der Legierung EN AC-AISI7Mg**
- **Chemische Beständigkeit unterschiedlicher Warmarbeitsstähle in Al-Schmelzen**
- **Wie werden sich die Rohstoffmärkte für die Gießereiindustrie in der Zukunft entwickeln?**
- **Chancen und Risiken des Klimaschutzes in der Gießereiindustrie**

INTERNATIONALE ORGANISATIONEN

170

Mitteilungen der WFO –
The World Foundrymen Organization
(Einladung zum 69th WFC Hangzhou / China) und
der CAEF – The European Foundry Association

TAGUNGEN/ SEMINARE/MESSEN

171

Veranstaltungskalender
NEWCAST 2009

AKTUELLES

174

Aus den Betrieben
Firmennachrichten

VÖG-VEREINS- NACHRICHTEN

181

Vereinsnachrichten
Personalia

LITERATUR

181

Bücher und Medien

Produktivitätssteigerung mit dem Bühler SPEEDiall-Prozess*)

Increasing Productivity by using the Bühler SPEEDiall Process



Dipl.-Ing. Marc Fuchs, Leiter Produktmanagement der Bühler Druckguss AG

Der Wunsch nach höherer Produktivität

Um dem stets höher werdenden Kostendruck standhalten zu können, sind die Giessereien gezwungen, das Maximum aus ihren Produktionsanlagen herauszuholen. Die Bauteil-Herstellkosten werden zum Hauptteil durch die Faktoren Anlagen-Nutzungsgrad, Zykluszeit und Ausschuss beeinflusst und bestimmt.

Im Wissen, dass die Druckgiesser nach neuen Lösungen der Produktivitätssteigerung suchen, hat Bühler den bestehenden, herkömmlichen Druckgiessprozess auf Zyklus-Zeitoptimierung analysiert.

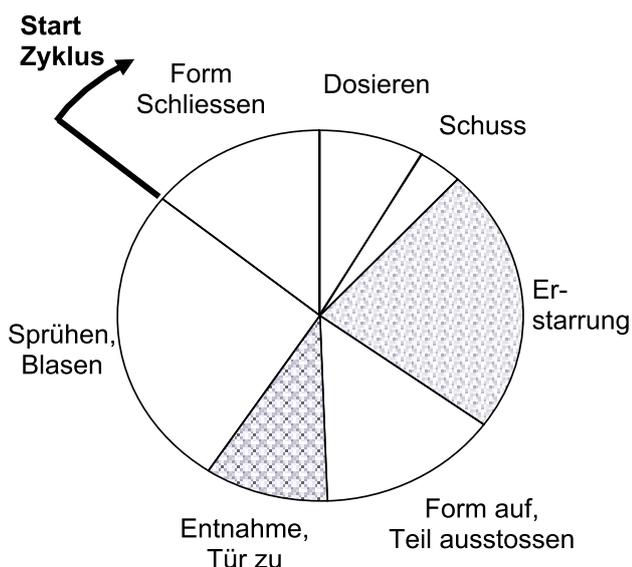


Bild 1: Analyse der Teil-Zykluszeiten im konventionellen Druckgiesszyklus.

Die in **Bild 1** dargestellten Teilzykluszeiten „Form schliessen“, „Dosieren“, „Schuss“, „Form auf, Teil ausstossen“ und „Entnahme, Tür zu“ sind abhängig von der jeweiligen Druckgiessmaschine, resp. -anlage und sind weitestgehend optimiert. Innerhalb dieser Teilprozesse lässt sich nur noch sehr wenig optimieren und Zykluszeit gewinnen. Die Teilzykluszeiten „Erstarrung“ und „Sprühen, Blasen“ sind sehr stark davon abhängig, mit welcher Schmelzetemperatur gegossen wird und wie das Werkzeugkonzept ausgelegt ist. In diesen beiden Teilprozessen lässt sich in Zukunft noch einiges optimieren.

Der Lösungsansatz von SPEEDiall

Der Ansatz des von Bühler patentierten **SPEEDiall** Prozesses (**Speed increased alloy die casting**) ist nicht, einen der oben ge-

nannten Teilprozesse zu optimieren, sondern übergeordnet den Gesamtprozess neu zu definieren. Durch eine Modifikation der Schnittstelle zwischen Form und Maschine ist es Bühler gelungen, den Druckgiessprozess massiv produktiver zu gestalten.

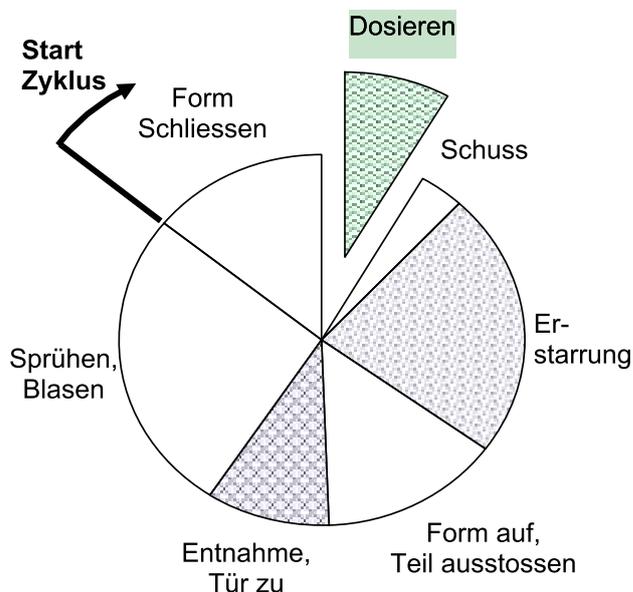


Bild 2: Mit dem Bühler SPEEDiall Prozess kann die Zykluszeit im konventionellen Druckgiessprozess um mindestens die Dosierzeit reduziert werden.

Ein zusätzlicher Schieber auf der festen Formhälfte im Werkzeug, welcher im eingefahrenen Zustand die Füllbüchse abdeckt (**Bild 2**), ermöglicht das frühzeitige Dosieren des Metalls noch bei offener Form. Die Dosierzeit wird so von einer Prozesshauptzeit in eine Prozessnebenzeit verlegt (**Bild 3**). Am eigentlichen Giessprozess wird nichts geändert. Die Verweilzeit der Schmelze in der Giesskammer und das Giessprofil bleiben unverändert, lediglich die Kühlung des Werkzeugs muss eventuell dem erhöhten Wärmeeintrag angepasst werden.

Intelligenz in der Steuerung

Der Nutzen der Optimierung mit SPEEDiall ist sofort ersichtlich. Nach ein paar wenigen Lernabgüssen, welche die Maschinensteuerung zur Errechnung des optimalen Zeitpunkts für die Dosierfreigabe braucht, kann der Giesser in den „Synchron-Modus“ schalten und die reduzierte Zykluszeit kann realisiert werden. Das kontinuierliche Messen aller Teilprozess-Zykluszeiten und die in der Steuerung hinterlegten Algorithmen gewährleisten dabei, dass immer das Optimum an Zykluszeitreduktion erreicht wird.

Schnelle und einfache Umsetzung

SPEEDiall kann relativ einfach an bestehende Bühler-Maschinen mit Steuerungsgenerationen Dataspeed und Datenet nachgerüstet werden. Die maschinenseitige Nachrüstung beinhaltet ein Softwareupdate, einen Anbau eines Zusatzakkus und Kernzugs auf der festen Aufspannplatte (falls dieser nicht schon vorhanden ist). Formseitig sind ebenfalls ein paar Bedingungen zu erfüllen, damit SPEEDiall zur Anwendung kommen kann. So muss auf der festen Formhälfte ein Schieberkörper eingebaut werden, welcher für den Verschluss der Giesskammer bei offener Form sorgt. Die Verriegelung dieses Schie-

*) Vorgetragen auf der 52. Österreichischen Gießerei-Tagung am 3. April 2008 in St. Pölten / OÖ.

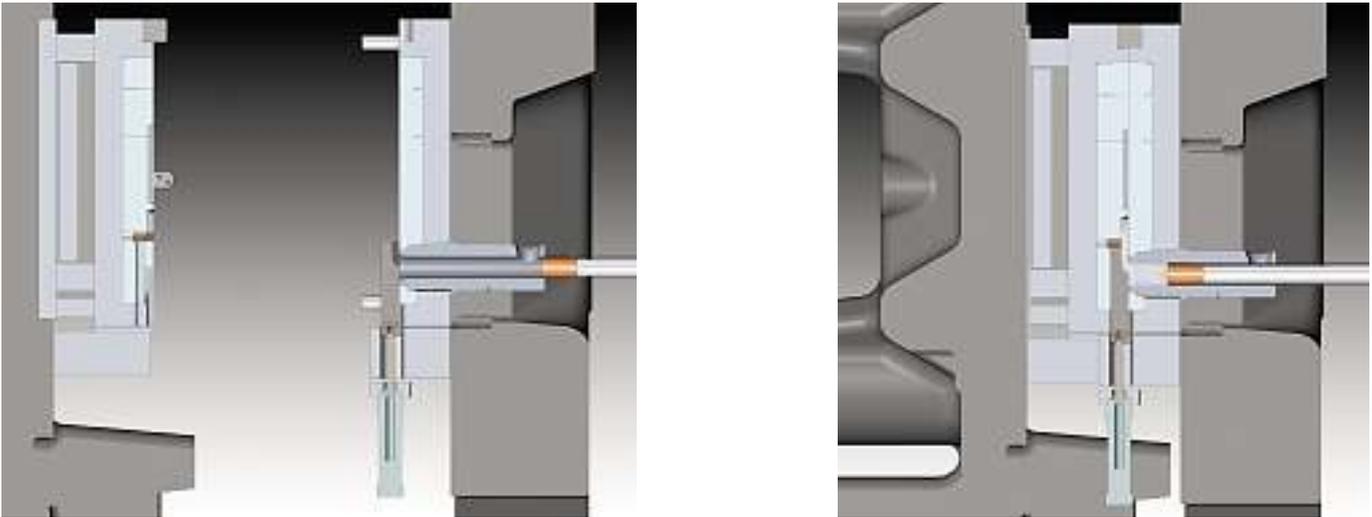


Bild 3: Links: Offene Form mit eingefahrenem Schieber – Bereit für den Dosiervorgang. Rechts: Geschlossene Form – Anguss über den Schieberkörper.

bers erfolgt über eine Aussparung, welche auf der beweglichen Seite des Werkzeugs ausgefräst werden muss.

Das Formkonzept kann auf Wunsch komplett durch Bühler oder in Eigenregie durchgeführt werden.

Erfolgreich umgesetzte Kundenprojekte

Seit der Markteinführung des SPEEDiall auf der Gifa 2007 wurden mehrere Lizenzen an Kunden verkauft. Die dabei erreichten Zykluszeitoptimierungen liegen zwischen 10 bis 15%.

Einer dieser Kunden ist die Firma TCG Herrmann in Bretten (D), bei welcher SPEEDiall erfolgreich im Einsatz ist. TCG Herrmann liefert einbaufertig bearbeitete, dauerverschleißfeste, dünnwandige und druckdichte Lösungen in Guss. Die Montage von Komponenten und Modulen zählt zu den Kernkompetenzen von TCG Herrmann. TCG Herrmann gehört zur TCG Gruppe, die neben der Niederlassung in Deutschland zusätzlich in Oesterreich und Slowenien tätig ist und zu den führenden Partnern der internationalen Automotive und non-automotiven Industrie zählt.

Seit 7 Jahren produziert TCG Herrmann den abgebildeten Spannschienenenträger (**Bild 4**) auf einer 420 to Druckgiessanlage von Bühler. Bühler rüstete die für den SPEEDiall-Prozess notwendigen Soft- und Hardware-Updates auf den Anlagen nach. Notwendige Anpassungen wurden gemeinsam mit den TCG Technologen durchgeführt. Die Optimierung der Zykluszeit durch den Einsatz der neuen Technologie beträgt heute ca. 10%. Der Nutzen durch den Einsatz von SPEEDiall war bereits nach wenigen Lernabgüssen erkennbar.



Bild 4: Spannschienenenträger produziert auf einer Bühler 420to Druckgießmaschine mit SPEEDiall

Kontaktadresse:

Bühler Druckguss AG, Product Management, CH-9240 Uzwil
Tel.: +41 (0)71 955 2104, Fax: +41 (0)71 955 2588
Mobile: +41 79 629 31 91, E-Mail: marc.fuchs@buhlergroup.com
www.buhlergroup.com

voestalpine

EINEN SCHRITT VORAUSS.

Die Umstellung einer Leichtmetallgießerei auf anorganische Kernfertigung*)

Adaption of a Gravity Diecasting Light Metal Foundry to anorganic Core Production



Emmerich Weissenbek,
Projektleiter Anorganische Kernfertigung,
Leichtmetallgießerei
BMW Group, Landshut, D



Jörg Willimayer,
Leiter Kokillengießerei
BMW Group, Landshut, D



Johann Wolf, bisheriger
Leiter Leichtmetallgießerei
BMW Group, Landshut, D



Wolfgang Blümlhuber,
neuer Leiter Leichtmetallgießerei
BMW Group, Landshut, D



Abb. 1: Kerngas beim Abguss eines Zylinderkopfes mit organischem Binder

effizienz ihrer Produktion (siehe BMW Sustainable Value Report 2005/2006 [1]) eine Voreiterrolle einnimmt, ist die Gussteilproduktion nach Meinung der Autoren mittelfristig nur mehr auf anorganischer Kernfertigungsbasis möglich. Sowohl aus Sicht der BMW Group als auch aus Sicht der Anrainer und der Mitarbeiter ist eine Verzögerung bei der Umstellung auf diese neue, mitarbeiterfreundliche und umweltschonende Technologie nicht akzeptabel. Der Abguss eines Zylinderkopfes mit organischen Sandkernen ist in **Abb. 1** dargestellt, ein Vergleich der Rohemissionen beim Gießen wird in **Abb. 2** gezeigt.

Zeitgleich ist der steigende Kostendruck in der Gießereibranche ein treibender Aspekt, die wirtschaftlichen Vorteile der anorganischen Kernfertigung kurz und mittelfristig zu realisieren. Auf der einen Seite schlagen Investitionen in Anlagen und Kernkästen sowie der Entwicklungsaufwand zu Buche, andererseits lassen sich Kostenvorteile in der

I. Einführung

Die anorganische Kernfertigung ist eine der größten Herausforderungen der Gießereiindustrie in den vergangenen und nächsten Jahren in Europa.

Innerhalb eines Konzerns wie der BMW Group, die sowohl hinsichtlich der effizienten Dynamik ihrer Fahrzeuge also auch der Umweltf-

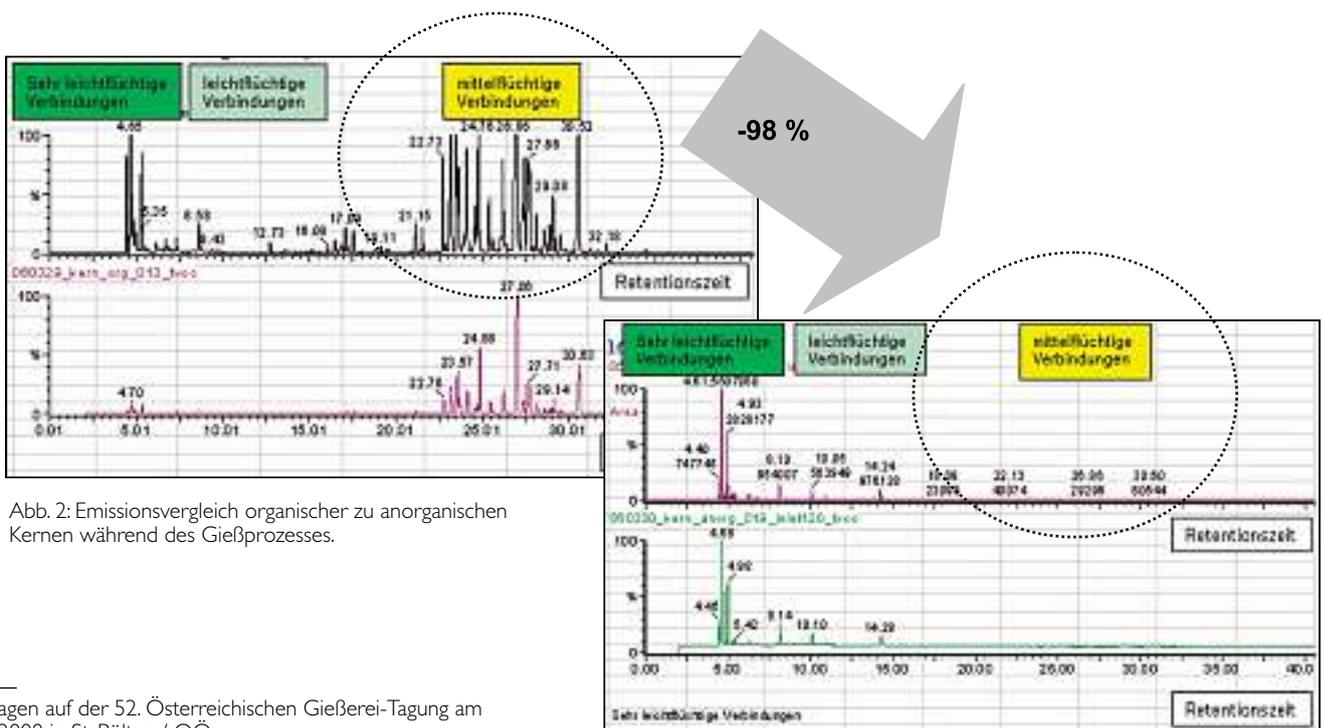


Abb. 2: Emissionsvergleich organischer zu anorganischen Kernen während des Gießprozesses.

*) Vorgetragen auf der 52. Österreichischen Gießerei-Tagung am 4. April 2008 in St. Pölten / OÖ.

Werkzeuginstandhaltung speziell der Gießwerkzeuge und in der Umwelttechnik erzielen.

Zusätzlich steigt sowohl die Prozessqualität, (z.B. Reduktion der Kerngaseinschlüsse) als auch die Produktqualität. Die geringeren möglichen Werkzeugtemperaturen und die daraus resultierenden schnelleren Erstarrungszeiten führen zu geringeren Dendritenarmabständen und damit zu höherer Bauteilfestigkeit.

In manchen Fällen sind auch leichtere Bauteile oder komplexere konstruktive Lösungen erst durch diese verbesserte Produktqualität möglich. Hier sehen wir die anorganische Kernfertigung als gießtechnischen bzw. produktionstechnischen Beitrag zur Strategie der *Effizienten Dynamik* der BMW Group.

Aus unserer Sicht ist aber nur eine vollständige Umstellung der Gießerei sinnvoll, weil nur in diesem Fall der maximale Umwelteffekt erzielt werden kann. Erst dadurch entsteht auch ein signifikanter Beitrag im gesamten Produktionsnetzwerk der BMW Group. Eine vollständige Umstellung ist auch die Basis zur Realisierung diverser Kostenpotentiale speziell im Bereich der Umwelttechnik.

2. Einführung Serienbetrieb

Die BMW Leichtmetallgießerei beobachtet den Wettbewerb der unterschiedlichen anorganischen Bindersysteme und deren Produzenten bzw. Treiber seit einigen Jahren und hat frühzeitig entschieden, nur ein System einzuführen. Nach einer Benchmarkphase ist aus den potentiellen Kandidaten das Bindemittelsystem INOTEC der Fa. ASK Chemicals [2] ausgewählt worden. Die frühe Entscheidung auf ein System hat die Entwicklungsgeschwindigkeit bei beiden Partnern drastisch erhöht und ist ein entscheidender Erfolgsfaktor in der schnellen Serieneinführung.

Als zweiter Aspekt wurde ein neu anlaufendes Bauteil mit hohem (gieß-)technologischen Anspruch, mit einer geringen Kernanzahl sowie einer lokal überschaubaren Prozesskette innerhalb der Fabrik ausgewählt. Damit war die Prozessentwicklung für die anorganische Kernfertigung gemeinsam mit einer Bindersystemoptimierung innerhalb des bereits sehr anspruchsvollen Gussteilentwicklungsprozesses möglich.

Die Wahl fiel auf das seit Ende 2005 in Serie befindliche Aluminium-Kurbelgehäuse des Sechszylinder-Dieselmotors, das in der ganzen BMW Fahrzeugpalette als Einheitsrohteil verbaut wird. Seit der Serieneinführung der anorganischen Sandkerne wurden ca. 250.000 Bauteile produziert. Das Diesel-Kurbelgehäuse (siehe **Abb. 3** Rohteil und Wassermantelkern) ist neben dem Magnesium-Aluminium-Verbundkurbelgehäuse für den Sechszylinder-Ottomotor [3,4] das zweite bedeutende gießtechnologische Standbein im Rahmen der BMW Motoren Leichtbauoffensive. Es entfaltet in seiner höchsten Ausbaustufe mit der BMW Innovation Variable Twin-Turbo (VTT) eine bisher nicht erreichte Kombination aus Fahrleistung und Verbrauch [5,6]. Mit einer Leistung von 210 kW und einem Drehmoment von 560 Nm bei einem Verbrauch von nur 8,0 l/100 km verkörpert der Motor in idealer Weise die „Effiziente Dynamik“ [7].



Abb. 3: Das Aluminium-Leichtbau-Kurbelgehäuse des Sechszylinder-Dieselmotors mit anorganischem Wassermantelkern

3. Umstellungsstrategie

Aus der Betrachtung der Größe und der Bauteilvielfalt der BMW Leichtmetallgießerei, der technischen Machbarkeit hinsichtlich Werkzeugbeschaffung und der anorganischen Prozessentwicklung und unter Berücksichtigung der in der Einführung dargelegten Vorteile wurde die Entscheidung getroffen, die Fertigung abhängig von Fahrzeug und Bauteillebenszyklen produktweise umzustellen. Es wurden zwei Prämissen gesetzt, dadurch ergibt sich ein Umstellungszeitraum bis ca. 2010:

- Alle Neuprojekte mit anorganischen Kernen
- Sortenreine Kernschießmaschinen

Die Umstrukturierungen der Kernmacherei und der Parallelbetrieb von vier Kernfertigungsverfahren

- Coldbox
- Hotbox
- EGH
- anorganisch

führt zu einer zeitweiligen Einschränkung der Freiheit in der Maschinenbelegung. Daher ergeben sich für eine Umstellung einer großen Kokillengießerei, die aus unserer Sicht nur im laufenden Betrieb darstellbar ist, drei Szenarien:

- Zusatzflächenbedarf in der hausinternen Kernmacherei
- Neubau der Kernmacherei
- Strategische Partnerschaft mit Unternehmen in räumlicher Nähe.

Wir haben den Weg der strategischen Partnerschaft zur Kernfertigung mit unserem Entwicklungspartner gewählt, die wir mit steigendem Kernbedarf durch komplexere Bauteile auch langfristig aufrechterhalten wollen.

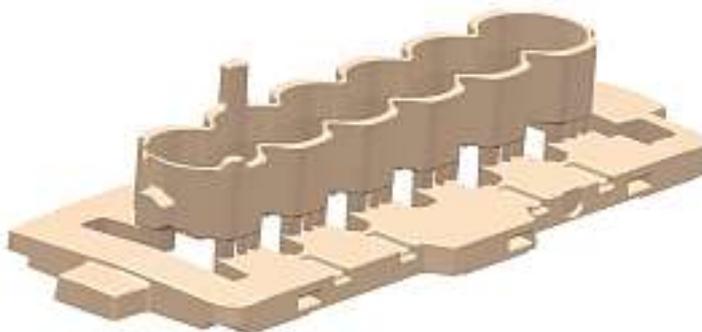
4. Herausforderungen

Die Entwicklungsschritte lassen sich prozessbedingt in drei Themen zerlegen:

- Kernfertigung
- Gießen
- Regenerieren.

Auf die Anforderungen, die ein großindustriell eingesetztes anorganisches Bindersystem hinsichtlich kurz und langfristiger Kernfestigkeit, Thermostabilität, Zykluszeit, Feuchtigkeitsbeständigkeit und Sprödigkeit erfüllen muss, möchten wir hier nicht eingehen (siehe [2]). Dies ist die Grundanforderung zur Einführung eines anorganischen Bindersystems.

In einem mit der Kernfertigung ursächlich zusammenhängenden Schritt, der Kernkastenentwicklung, beginnt nun die Aufgabe der Gießerei. Der Einsatz von heißen Kernkästen an sich ist keine Neuerung, die Abstimmung der Energiezufuhr auf den Trocknungsprozess bedarf aber einer engen Abstimmung zwischen der Konstruktion, der Simulation und der Prozessentwicklung. Die unterschiedliche Thermostabilität der Bindersysteme, die verschiedenen Gießverfahren Niederdruck und Schwerkraft und die daraus resultierenden unterschiedlichen thermischen Belastungen der Kerne führen auch zu unter-



schiedlichen Ausdehnungen und Temperaturfestigkeiten der Kerne. Die geometrische Abstimmung der Gießwerkzeuge und der Kernkästen speziell bei großen Motorkernbauteilen, im Falle der BMW Motoren sind das die Reihensechszylinder, erfordert hohe Aufmerksamkeit. Zusätzlich sind die Anforderungen der Prozessentwicklung in der frühen Phase, die aktuell bei anorganischer Kernfertigung Stahlkernkästen voraussetzt, der steigenden Produktentwicklungsdynamik gegenläufig. Mit zunehmender Erfahrung wird sich dieser Aspekt jedoch sukzessive reduzieren. Als letzte Herausforderung ist die wirtschaftlich und ökologisch sinnvolle Kernsandregenerierung zu erwähnen. Die Prozessentwicklung Regenerieren bedarf hoher Mengen von Kernsand in unterschiedlichen (thermischen) Belastungsstufen. Diese Voraussetzung ist in der BMW Leichtmetallgießerei seit einiger Zeit erfüllt, der Konzeptwettbewerb zwischen nassen, thermischen und mechanischen Verfahren läuft. Darauf aufbauend muss der Kernfertigungsprozess mit der erzielbaren Sandregeneratqualität nochmals abgestimmt werden. Dieser Prozess ist aktuell im Gange, erste Kerne aus regeneriertem Kernsand wurden bereits produziert, Ergebnisse können wir jedoch zum aktuellen Zeitpunkt noch nicht veröffentlichen.

5. Zusammenfassung

Die BMW Leichtmetallgießerei hat die anorganische Kernfertigung mit INOTEC der Fa. ASK Chemicals für das Aluminium-Leichtbau-Kurbelgehäuse des Sechszylinder-Dieselmotors eingeführt. Die Notwendigkeit zum Ausrollen dieser ökologisch und ökonomisch sinnvollen Technik, die nicht nur Vorteile in der Prozessqualität hat, sondern auch eine verbesserte Produktqualität ermöglicht, wurde für eine große Kokillengießerei aufgezeigt. Der Umstellprozess erfolgt modular mit jedem neuen Produkt und wird bis 2010 abgeschlossen sein.

6 Literaturverzeichnis

- [1] BMW Sustainable Value Report 2005/2006
- [2] Müller, Koch, Frohn, Weicker, Körschgen, Schreckenberger: INOTEC® – Das praxisbewährte anorganische Bindersystem, Gießerei 11/2007
- [3] Klütting, Landerl: Der neue BMW Reihensechszylinder-Ottomotor, Teil I: Konzept und konstruktiver Aufbau, MTZ Nov 04
- [4] Landerl, Fent, Fischersworing-Bunk, Wolf: The New BMW Inline Six-Cylinder Composite Mg/Al Crankcase, IMA 62nd Annual World Magnesium Conference, Berlin
- [5] Steinparzer, Nefischer, Mattes.: Neu überarbeitete Dieselmotoren für die BMW 7er Reihe, 26. Internationales Wiener Motorensymposium
- [6] Dworschak, Hiemesch, Pessl, Weissenbek: Die neuen Sechs- und Achtzylinder-Leichtbau-Dieselmotoren von BMW mit Aluminium-Kurbelgehäuse, 14. Aachener Kolloquium
- [7] Steinparzer: Der neue Sechszylinder-Dieselmotor von BMW mit zweistufiger Abgasturboaufladung – Spitzenstellung bezüglich effizienter Dynamik im Dieselsegment, 15. Aachener Kolloquium

Kontaktadresse:

Dipl.-Ing. Dr.techn. Emmerich Weissenbek, BMW Group
 Projektleitung Dieselpunkte Leichtmetallgießerei, 84034 Landshut /
 Deutschland, Ohmstraße 2
 Tel.: +49 (0)871 702 2197, Mobil neu: +49 (0)176 60402197, E-Mail: emmerich.weissenbek@bmw.de, www.bmwgroup.de

Die nächste Ausgabe der GIESSEREI RUNDSCHAU Nr. 9/10 erscheint am 10. Oktober 2008.

Schwerpunktthema:

„Leichtbau und Simulation“

Redaktionsschluss: 18. September 2008

voestalpine
 GIESSEREI TRAISEN GMBH

Die Kolbengusslegierung Al Si 12CuNiMg Anwendungsorientierte Optimierung der chemischen Zusammensetzung und der Wärmebehandlung

Characterization of the Piston Alloy Al Si 12CuNiMg – Application-oriented Optimization of Chemical Composition and Heat Treatment



Dipl.-Ing. Horst W. Rockenschaub

Leiter des Gießerei-Technikums,
Österreichisches Gießerei-Institut, Leoben

Ing. Reinhold Gschwandtner

Abteilungsleiter Wärmebehandlung,
Österreichisches Gießerei-Institut, Leoben



Ing. Andreas Holzinger

Projektleiter, Georg Fischer Kokillenguss
GmbH & Co KG, Herzogenburg



Dipl.-Ing. Hans Mikota

Leiter Technik, Georg Fischer Kokillenguss
GmbH & Co KG, Herzogenburg



M.Sc.-Eng. Irena Topic

Assistentin am Institut
für Werkstoffwissenschaften,
Friedrich-Alexander Universität
Erlangen-Nürnberg/D



derungen an Stabilität und Warmfestigkeit insbesondere im Motorenbereich können und werden Legierungen vom Typ Al Si 17Cu4Mg oder Al Si 18CuNiMg sowie die quasi-eutektische und genormte Legierung EN 1706-AC-Al Si 12CuNiMg auch für Zylinderköpfe und Kurbelgehäuse eingesetzt.

1.1 Nachteile für den Gießer bei Verwendung der über-eutektischen Legierungen

Die hohe Verschleißfestigkeit wird bei den über-eutektischen Gusslegierungen durch die Ausbildung von primären Silizium-Kristallen während der Erstarrung erreicht, die in eine duktile Aluminium-Grundmatrix eingebettet sind. Die chemischen Zusammensetzungen der gebräuchlichsten Kolbengusslegierungen sind in **Tabelle 1** angeführt. Bei Vorliegen von primären Silizium-Kristallen wird die Gussoberfläche durch gezielte Bearbeitungsschritte derart präpariert, dass die harten und spröden Silizium-Kristallflanken aus der Gussteiloberfläche (Laufbahn) herausragen und die benachbarten Mulden in der weicheren Matrix somit als Schmiermittelreservoir dienen können. Die hohe Warmfestigkeit dieser Legierungen wird durch Zusätze der Legierungselemente Kupfer, Nickel und Magnesium erzielt. Allerdings bedingen diese Legierungen auch einige Nachteile für den Gießer und Bearbeiter, die nachfolgend genannt sind:

- Hohe Gießtemperaturen (wegen der hohen Abrasivität der sich sonst in der Schmelze bildenden Silizium-Kristalle) und damit hoher Verschleiß aller mit der Schmelze in Kontakt stehenden Werkzeuge und Werkstoffe wie Öfen- und Pfannenausmauerungen, Impellerschäfte etc.)
- Hoher Verschleiß der Dauerformen (Schwerkraft-, Niederdruck- und Druckgussformen)
- Breites Erstarrungsintervall und damit verbunden eine hohe Warmrisseigung
- Verringerung der Wärmeleitfähigkeit
- Hoher Verschleiß und geringe Standzeit der Bearbeitungswerkzeuge bei der mechanischen Bearbeitung

Eine Gegenüberstellung der charakteristischen Gießeigenschaften der genormten Al Si 12CuNiMg mit den über-eutektischen Legierungen nach Angaben der Norm [2] bzw. verschiedener Legierungshersteller [3, 4, 5] ist in **Tabelle 2** angeführt, wobei auch hieraus die Nachteile der über-eutektischen Legierungen hervorgehen.

2. Die Legierung Al Si 12CuNiMg

Als Alternative zu den über-eutektischen Legierungen bietet sich die Verwendung der eutektischen Aluminiumlegierung EN Al Si 12CuNiMg (EN AC-48000) an, die als einzige der verschleißfesten Kolbengusslegierungen in der europäischen Norm EN 1706 angeführt ist. Diese Legierung kann, auch bei Silizium-Gehalten größer als 12,5 %, durch Zusätze von Veredelungsmitteln (Natrium oder Strontium) oder bei Vorliegen erhöhter Kalziumwerte in der Schmelze [6] so modifiziert werden, dass sie ein unter- bis nahe-eutektisches Gieß- und Erstarrungsverhalten aufweist und damit keine primären Silizium-Kristalle mehr auftreten. Somit werden die zuvor beschriebenen Nachteile für den Gießer und Bearbeiter gemindert bzw. weitgehend unterbunden. Die Gießtemperaturen können deutlich niedriger gewählt werden, der Verschleiß der Werkzeuge und der Form ist geringer und

1. Einleitung

Werden an Aluminium-Gussteile hohe Anforderungen hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften bei höheren Temperaturen (> 120°C) und an die Verschleißfestigkeit gestellt, so bietet sich die Verwendung der Kolbengusslegierungen vom Typ Al-Si-Cu-(Ni-Mg) an. Die handelsüblichen Legierungsvarianten sind dabei als nahe-eutektische Legierungen mit Silizium (Si)-Gehalten von 10,5 bis 13,5 % oder als über-eutektische Legierungen (Si > 12,5 bis 25 %) lieferbar. Das Anwendungsgebiet dieser Legierungen umfasst z. B. Kolben für Verbrennungsmotoren, Motorengehäuse, Pumpen- und Ventilgehäuse, aber auch Ventilschieber, Zahnrad-elemente und Gleitlager [1]. Durch die steigenden Temperaturbelastungen und die hohen Anfor-

Chemische Bezeichnung	Numerische Bezeichnung	Chemische Zusammensetzung in Massenanteilen in %										
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Andere einzeln genannt		Aluminium
EN 1706 AC-Al Si12CuNiMg	EN 1706 AC-48000	16,5 bis 15,5	max. 0,7	0,8 bis 1,5	max. 0,35	0,8 bis 1,5	0,7 bis 1,3	max. 0,35	max. 0,35	max. 0,05	max. 0,15	Rest
Al Si17Cu4Mg ¹	nicht genotmt	16,0 bis 18,0	max. 0,3	4,0 bis 5,0	max. 0,15	0,5 bis 0,65	max. 0,10	max. 0,10	max. 0,20	max. 0,05	max. 0,15	Rest
Al Si18CuNiMg ¹	nicht genotmt	17,0 bis 19,0	max. 0,3	0,8 bis 1,3	max. 0,10	0,8 bis 1,3	0,9 bis 1,3	max. 0,10	max. 0,15	max. 0,05	max. 0,15	Rest

¹ nach Angaben von verschiedenen Legierungsherstellern wie Aleris VAW IMCO, Aluminium Rheinfelden, SAG Aluminium Lend

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung nach EN 1706 der Legierung Al Si12CuNiMg bzw. Angaben der Legierungshersteller für Al Si17Cu4Mg und Al Si18CuNiMg (nicht genotmt).

Bezeichnung	Gießbarkeit			Bearbeitbarkeit		Andere Eigenschaften			
	Fließvermögen	Verarbeitbarkeit	Druckguss	Gusszustand	Angenotmt	Korrosionsbeständigkeit	Schweißbarkeit	Pulverschweißbarkeit	Wärmeleitfähigkeit bei 300 K
EN 1706 AC-Al Si12CuNiMg	A	A	A	B	B	C	A	C	130-160
Al Si17Cu4Mg ¹	A	B	B	D	D	C	B	D	115-130
Al Si18CuNiMg ¹	A	B	B	D	D	C	B	D	115-130

Legende: A: ausgezeichnet, B: gut, C: mäßig, D: ungenügend

¹ nach Angaben von verschiedenen Legierungsherstellern wie Aleris VAW IMCO, Aluminium Rheinfelden, SAG Aluminium Lend

Tabelle 2: Vergleich der Gießcharakteristika und weiterer Eigenschaften von Gussteilen aus Al Si12CuNiMg, Al Si17Cu4Mg und Al Si18CuNiMg

Bezeichnung	Wärmebehandlungsparameter					
	Werkstoffzustand (analog EN 1706)	Lösungsglüh-temperatur °C	Glühdauer h	Wassertemp. beim Abkühlen °C	Auslagerungs-temperatur °C	Auslagerungs-dauer h
Al Si12CuNiMg	T5 (EN 1706)	Luftabkühlung	keine	-	210 bis 230	10 bis 14
	T6 (EN 1706)	520-530	5 bis 10	20 bis 80	185 bis 185	5 bis 10
Al Si17Cu4Mg ¹	T5	Luftabkühlung	keine	-	225 bis 235	7 bis 12
	T6	495 bis 505	7 bis 10	20 bis 80	165 bis 185	7 bis 10
	T7	495 bis 505	7 bis 10	20 bis 80	225 bis 235	7 bis 10
Al Si18CuNiMg ¹	T5	Luftabkühlung	keine	-	225 bis 235	7 bis 12
	T6	495 bis 505	7 bis 10	20 bis 80	165 bis 185	7 bis 10
	T7	495 bis 505	7 bis 10	20 bis 80	225 bis 235	7 bis 10

¹ nach Angaben von verschiedenen Legierungsherstellern wie Aleris VAW IMCO, Aluminium Rheinfelden, SAG Aluminium Lend

Tabelle 3: Wärmebehandlungsparameter nach Literaturangaben von Sand- oder Kokillengussteilen aus Al Si12CuNiMg, Al Si17Cu4Mg und Al Si18CuNiMg

Bezeichnung	Mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur					
	Werkstoffzustand	Zugfestigkeit R _m MPa	0,2%-Dehngrenze R _{p0,2} MPa	Bruchdehnung A %	Brinellhärte HBW 50/250	Dauerschwingfestigkeit MPa
Al Si12CuNiMg	F ¹	200	190	<1	90	80 bis 110
	T5 (EN 1706)	200	185	<1	90	80 bis 110
	T6 (EN 1706)	280	240	<1	100	80 bis 110
Al Si17Cu4Mg ¹	F	180	170	<1	100	80 bis 110
	T5	165	160	<1	105	80 bis 110
	T6	260	270	<1	130	80 bis 110
Al Si18CuNiMg ¹	F	180	170	<1	90	80 bis 110
	T5	180	170	<1	90	80 bis 110
	T6	260	270	<1	120	80 bis 110

¹ nach Angaben von verschiedenen Legierungsherstellern wie Aleris VAW IMCO, Aluminium Rheinfelden, SAG Aluminium Lend

Tabelle 4: Vergleich der mechanischen Eigenschaften von getrennt gegossenen Kokillenguss-Probestäben aus Al Si12CuNiMg, Al Si17Cu4Mg und Al Si18CuNiMg

das Erstarrungsintervall und die Erstarrungsmorphologie fallen etwas günstiger aus. Dennoch bleiben noch eine hohe Verschleißfestigkeit, die guten Lauf- und Gleiteigenschaften und die Warmfestigkeit erhalten, wobei eine signifikant bessere Bearbeitbarkeit gegenüber den übereutektischen Legierungen gegeben ist.

Aufgrund der bekannten Nachteile der übereutektischen Legierungen sollte in Zusammenarbeit mit einem Niederdruckgießer die Legierung Al Si12CuNiMg evaluiert werden bzw. die chemische Zusammensetzung, die Schmelzebehandlung und die Wärmebehandlung für diese Legierung derart optimiert werden, dass sowohl eine hohe Verschleißfestigkeit als auch die mechanischen Eigenschaften bei erhöhter Temperatur bei gleichzeitiger guter Gieß- und Bearbeitbarkeit vorliegen.

2.1 Eigenschaften der Kolbengusslegierungen nach einer Wärmebehandlung

Die meisten Gussteile aus Kolbengusslegierungen werden hauptsächlich im Schwerkraftkokillen- oder Niederdruckkokillen-Gießverfahren hergestellt. Sie werden jedoch kaum im Gusszustand eingesetzt, obwohl sie aufgrund der Legierungselemente Kupfer und Magnesium auch bei Raumtemperatur ein gewisses Maß an Aushärtung (T1: vollständige Kaltauslagerung) aufweisen. Das volle Potential der verschleißfesten Kolbengusslegierungen lässt sich nur mit einer gezielten Wärmebehandlung erreichen, wobei je nach Anforderungsprofil, eine

- Unteralterung (T5...Abschrecken aus der Gießhitze und anschließendes Warmauslagern),
- Vollaushärtung (T6...Lösungsglügen, Abschrecken und Warmauslagern) oder eine
- Überalterung (T7...Lösungsglügen, Abschrecken und Warmauslagerung bei höherer Temperatur)

vorzunehmen ist. Die in der Literatur angegebenen Lösungsglüh- und Warmauslagerungstemperaturen bzw. -zeiten sind in **Tabelle 3** aufgelistet. Die in der Literatur angegebenen Warmauslagerungsdauern von 7 bis 12 Stunden sind für eine praktische Verwendung unter Berücksichtigung der meist knappen Ofenkapazitäten in den Gießereien verhältnismäßig lang, weshalb in dieser Untersuchung vor allem näher auf die Kaltauslagerung bzw. auf die T5-Auslagerung und deren Optimierung eingegangen wird. Die Mindestwerte der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit des Werkstoffzustandes von getrennt gegossenen Probestäben, die im Kokillengießverfahren hergestellt wurden, gehen aus **Tabelle 4** hervor. Auffallend dabei ist, dass bei der Legierung Al Si12CuNiMg zwar die Festigkeitseigenschaften vergleichbar – wenn nicht sogar etwas höher – als bei

den übereutektischen Legierungen ausfallen, die Härte jedoch geringer ist. Da die Härte indirekt – in starker Vereinfachung der Mechanismen – auch ein Maß für die Verschleißfestigkeit ist, wurde u. a. auch untersucht, durch welche geeigneten Maßnahmen eine Steigerung der Härtewerte bei Al Si12CuNiMg erzielt und ob ein Zusammenhang zu Festigkeitseigenschaften, wie z. B. der 0,2%-Dehngrenze, hergestellt werden kann. Die Optimierung hinsichtlich der Bruchdehnung ist bei dieser Legierungsgruppe wenig sinnvoll, da alle Legierungen mehr oder minder grobe Phasen aufweisen, die ja die Ursache für die hohe Verschleißfestigkeit darstellen und die zugleich zu einer Verschlechterung der Duktilität führen.

3. Versuchsdurchführung

Es wurden Kokillengussstäbe und Gussteile aus der Legierung Al Si12CuNiMg hergestellt. Daraus wurden Proben entnommen und die statischen mechanischen Eigenschaften bestimmt bzw. die Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften durch Variation der Legierungszusammensetzung und der Parameter der Warmauslagerung eruiert. Im Einzelnen wurden folgende Untersuchungen durchgeführt:

- Einfluss der Kornfeinung und Veredelung auf das Gefüge und die Gießcharakteristika
- Ermittlung des Kaltauslagerungsverhaltens
- Einfluss der Legierungselemente auf die mechanischen Kennwerte
- Ermittlung des Warmauslagerungsverhaltens
- Variation der T5-Wärmebehandlungsparameter

3.1 Herstellung der Proben

3.1.1 Varianten der Legierung Al Si12CuNiMg

Für die Herstellung einer Basis-Legierung Al Si12CuNiMg mit normkonformer Zusammensetzung wurde Neumaterial und Kreislaufmaterial von Seriengussteilen verwendet. Um praxisnahe Verhältnisse nachzuvollziehen, wurde bei jedem Versuch ein Kreislaufanteil von ca. 30 bis 40 % mit eingeschmolzen. Es wurden insgesamt drei Legierungsvarianten mit den Bezeichnungen A, B und C hergestellt, wobei die Variante C erst nach Vorliegen der Ergebnisse der mechanischen Werkstoffprüfung der wärmebehandelten Varianten A und B hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung optimiert wurde.

Als Randbedingungen für die Legierungsvarianten dienen die chemische Zusammensetzung nach Norm EN 1706 AC-Al Si12CuNiMg bzw. die Zusammensetzung entsprechend einer werksinternen Norm, in der insbesondere die Toleranzen für den Silizium-Gehalt enger als in der Norm EN 1706 definiert sind bzw. auch eine Veredelung des Al-Si-Eutektikums durch Zugabe von Strontium mit Gehalten von 150 bis 250 ppm vorgeschrieben wird. Da bekanntlich die Elemente Kupfer [7, 8] und Magnesium [9] die entscheidenden Elemente für eine Ausscheidungshärtung darstellen und Zusätze von Nickel zu einer höheren Warmfestigkeit führen [1], wurden die Varianten, wie in **Tabelle 5** angeführt, festgelegt:

Legierungsvariante	Beschreibung
A	Basis-Material (Kreislauf und Massel), leicht unterveredelt mit ca. 140 ppm Sr und einem Fe/Mn-Verhältnis von ca. 3,5, Kreislaufanteil 33 %
B	Hochfeste Variante, festigkeitssteigernde Legierungselemente Cu, Ni, Mg an der Obergrenze, Si jedoch an der Untergrenze der Norm, leicht korngefeint, vollveredelt mit über 250 ppm Sr, Fe/Mn-Verhältnis von ca. 3,5, hoher Kreislaufanteil mit 40 %
C	nach Vorliegen der Ergebnisse der Prüfung von A und B als optimierte Legierungsvariante mit folgendem Hintergrund: leicht korngefeint und teilveredelt mit ca. 140 ppm Sr, ausgewogenes Fe/Mn-Verhältnis um 2,0, ausgewogene Zusammensetzung der festigkeitssteigernden Legierungselemente Cu, Ni und Mg, hoher Kreislaufanteil mit 45 %

Tabelle 5: Beschreibung der Legierungsvarianten

3.1.2 Schmelzeführung

Nach dem Einsetzen des Neumaterials bzw. des Kreislaufmaterials (Chargengewicht 200 kg) wurden die Legierungen auf eine Schmelzetemperatur von 700°C erhitzt. Nach dem Abkrätzen erfolgte die Zugabe der Vorlegierungen. Das Einbringen der Magnesium-Vorlegierung erfolgte durch Tauchen mit einer Glocke, um eine eventuelle Oxid- oder Spinellbildung bzw. einen zu hohen Abbrand des Magnesiums zu verhindern. Bei den Legierungsvarianten B und C erfolgte anschließend die Zugabe des Kornfeinungsmittels (AlTi5B1). Die benötigten Vorlegierungen wurden in die Schmelze eingerührt und diese für eine Dauer von 10 min durch Abstehen homogenisiert. Diese Zeitdauer reicht auch aus, um eine gute Keimbildung durch das eingebrachte Kornfeinungsmittel zu gewährleisten. Bei der Legierung C wurde die Schmelze nach Zugabe der AlMn75-Vorlegierung für eine Zeitdauer von 20 Minuten homogenisiert, da sich die Mangan-Vorlegierung aufgrund der hohen Dichte leicht am Boden absetzen kann und sich dadurch etwas langsamer als die anderen verwendeten Vorlegierungen in der Schmelze löst. Danach wurden Proben für die chemische Analyse (Vorprobe für Nasschemie, Vorprobe für Spektrometrie) entnommen, eine Unterdruckdichteproofung sowie eine thermische Analyse durchgeführt. Nach dem Vorliegen der Ergebnisse der Vorprobe wurde gegebenenfalls die Legierungszusammensetzung korrigiert und die Veredelung durch Zugabe und Einrühren von AlSr10-Stangen durchgeführt.



Bild 1: Aufgespannte Hälfte der Diez-Kokille, im Speiserbereich mit isolierender und im Probestabbereich mit leitender Schlichte versehen

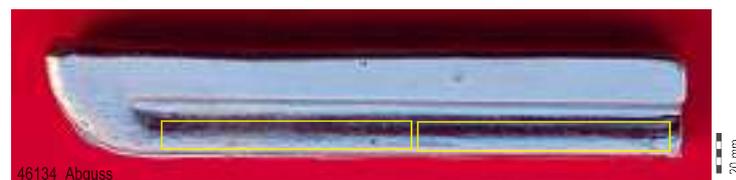


Bild 2: Abguss aus der Diez-Kokille, Lage der beiden Probestäbe B1x2x60

3.1.3 Abgüsse der Probestäbe

Um eine Reproduzierbarkeit bei der Prüfung der mechanischen Eigenschaften zu gewährleisten, wurden die Probestäbe in einer sogenannten Diez-Kokille (**Bild 1**) hergestellt. Die Kokille bildet die Form eines länglichen Stabes mit den Abmessungen Länge $L = 250$ mm und $\varnothing = 20$ mm ab, auf dem ein Speiser angesetzt ist, der den gesamten Stabbereich während der Erstarrung ausreichend mit Schmelze versorgt und somit eine gute Gussqualität sicherstellt.

Aus dem gegossenen Stab können zwei Probestäbe der Form B1x2x60 (nach DIN 50125) entnommen werden (**Bild 2**).

Legierungsbezeichnung Probe	Chemische Zusammensetzung in Massenanteilen in %														Al	Fe/Mn	Bemerkung
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Pb	Sn	ppm P	ppm Sr	Ti	Andere einzeln			
A	12,46	0,55	0,95	0,15	0,95	0,02	0,81	0,09	0,01	0,01	20	143	0,08		Rest	3,7	30% Kreislaufanteil
B	11,85	0,56	1,55	0,16	1,55	0,02	1,21	0,1	0,01	0,01	10	282	0,10		Rest	3,5	40% Kreislaufanteil
C	12,50	0,54	1,21	0,27	1,11	0,02	0,95	0,12	0,01	0,02	15	140	0,09		Rest	2,0	45% Kreislaufanteil
EN AC-48000	10,5-13,5	max.	0,8-	max.	0,8-	-	0,7-	max.	-	-	-	-	max.	0,1	0,2	Rest	
EN AC-AI Si12CuNiMg		0,7	1,5	0,35	1,5	-	1,3	0,35	-	-	-	-	0,25				
Werksinterne Norm f. AC-48000	12,0-12,8	max.	0,8-	max.	0,8-	-	0,7-	max.	-	-	-	150-	max.	0,1	0,2	Rest	
		0,7	1,5	0,35	1,5	-	1,3	0,35	-	-	-	250	0,25				

Tabelle 6: Chemische Zusammensetzung der drei Legierungsvarianten A, B und C, Probenahme aus der Schmelze, Analyse mittels Funkenspektrometrie (P und Sr) und Plasmaemissionsspektrometrie bzw. mittels Gravimetrie (Si)

Nach dem Aufheizen wurde die Kokille bis zu einem quasistationären Temperaturgleichgewicht angewärmt. Die beiden Kokillenhälften wurden während der Abgüsse mit einem Wärmeträgeröl temperiert. Die Vorlaufemperatur des Wärmeträgermediums betrug bei allen Versuchen 250°C. Als Starttemperatur zum Eingießen wurde eine Kokillentemperatur von 300°C festgelegt, während der Erstarrung erreichte die Kokille eine Maximaltemperatur von rd. 400°C. Die Zykluszeit betrug ca. 180 s, wobei die Stäbe nach 90 s mit einer Temperatur von ca. 320°C aus der Kokille entnommen wurden. Nach der Entnahme und einer Wartezeit von ca. 10 s wurden die Stäbe in Wasser mit Raumtemperatur abgeschreckt.

3.1.4 Chemische Analysen

Zur Ermittlung der chemischen Zusammensetzung der Legierungen bis auf die Elemente Phosphor (P) und Strontium (Sr) wurden nasschemische Untersuchungen mittels Plasmaemissionsspektrometrie durchgeführt. Die Silizium-Bestimmung (Si) erfolgte gravimetrisch. Die Analyse der P- und Sr-Gehalte erfolgte mittels Funkenspektrometrie. Die Ergebnisse der nasschemischen und funkenspektrometrischen Analysen bzw. die Vorschrift nach EN 1706:1998 und der werksinternen Norm sind in **Tabelle 6** angeführt.

Zusätzlich zu den Analysewerten der 3 Legierungen wurde auch noch das Fe/Mn-Verhältnis berechnet, welches bei A und B um 3,5 beträgt und sich bei Legierung C zu 2,0 ergibt.

3.1.5 Thermische Analyse der Legierungen A und B

Aus der in der thermischen Analyse (TA) ermittelten Abkühlkurve lässt sich die Schmelze in Bezug auf ihren Keimzustand (Korngröße) und den Grad der Veredelung beurteilen. Es wurde eine TA-Aufnahmestation und eine Auswertesoftware der Fa. OCC verwendet, wobei jeweils vor und nach der Schmelzebehandlung eine Abkühlkurve aufgenommen wurde.

Ziel der Kornfeinung ist es, durch keimwirksame Zusätze ein feinglobulitisches Gefüge zu erreichen. Durch eine geringere Korngröße verbessern sich sowohl die Gießigenschaften als auch die mechanischen Eigenschaften der Legierung. Eine Kornfeinung dieser Legierung soll bewirken, dass ein besseres Fließ- und Formfüllungsvermögen, eine längere Nachspeisung und eine geringere Warmrisseigung der Legierung erzielt werden, wobei gleichzeitig die Oberfläche hochwertiger und dichter ausgebildet wird. Über die Auswertung des modifizierten KF16-Wertes besteht ein guter Zusammenhang zur tatsächlichen Korngröße, sofern ein Einfluss der Unterkühlung auf die Kennwerte unbekannt ist, was in diesem Fall angenommen wird. Beim modifizierten KF16-Verfahren (KF16l) wird eine Temperaturdifferenz bestimmt, die innerhalb einer Zeitspanne von 16 s bei der Primärkristallisation auftritt. Als Startpunkt wird für die Ermittlung der Temperaturdifferenz ein Referenzpunkt gewählt, dessen Anstieg größer als -1 K/s ist. Aufgrund der Unabhängigkeit von der Unterkühlung ist das modifizierte KF16l-Verfahren auch bei Liquidusbereichen ohne Unterkühlung und Rekaleszenz einsetzbar. Mit steigendem KF16l-Wert nimmt die Korngröße ab.

Bei der Veredelung durch Zusätze von Natrium oder Strontium bildet sich das eutektische Silizium in sehr fein verzweigter Form aus, anstatt in der ohne Zusätze üblichen körnigen oder lamellaren Form. Nach neueren Untersuchungen zum Mechanismus der Veredelung wird davon ausgegangen, dass das Kristallwachstum des eutektischen Siliziums aufgrund der Anlagerung von Strontium oder Natrium auf den Wachstumsflächen behindert wird [10]. Dadurch wird eine verstärkte Zwillingsbildung erzwungen, was sich einerseits in einer starken Verzweigung des eutektischen Siliziums ausdrückt und andererseits zu einer deutlichen Absenkung der eutektischen Temperatur führt. Diese, mittels thermischer Analyse messbare Depression, d. h. die Differenz der eutektischen Temperaturen vor und nach der Veredelungsbehandlung, wird zur Kontrolle der Veredelung herangezogen.

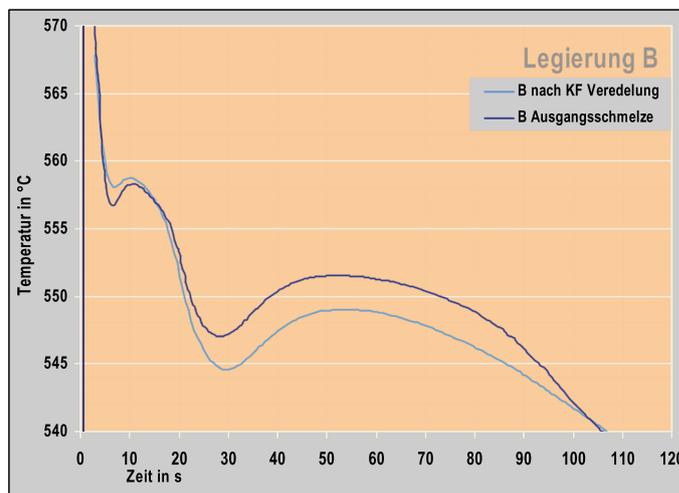
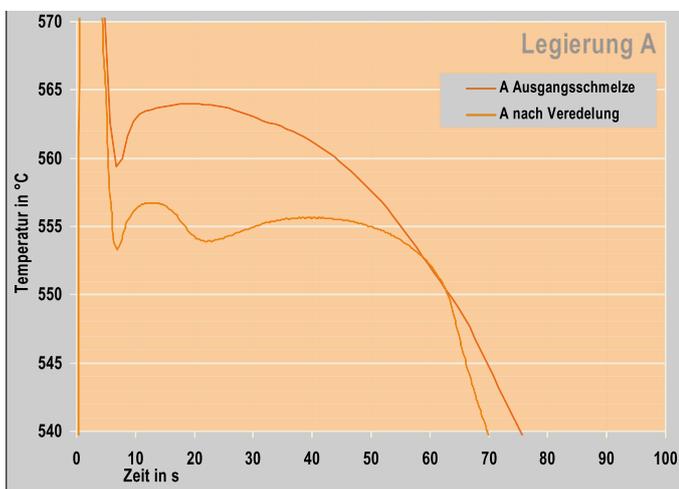


Bild 3: Thermische Analyse der Legierung A (vor und nach der Veredelung) und der Legierung B (vor und nach Kornfeinung und Veredelung)

Bei Legierung A, die bereits leicht veredelt bei einem Seriengussteil eingesetzt wird, musste aufgrund des erneuten Aufschmelzens und der Zugabe von 30 % Kreislaufmaterial zur Charge eine Nachveredelung durchgeführt werden (mit Zugabe von AlSr10 auf den Zielwert von 140 ppm Strontium). Die Abkühlkurve für die Legierung A ist in **Bild 3** dargestellt.

Legierung A ist im Ausgangszustand nahezu eutektisch, da bei 564°C die eutektische Temperatur und die Liquidustemperatur zusammenfallen. Es tritt mit 4,6 K eine hohe Unterkühlung bei Primärkristallisation auf und damit ist ein grobes Korn zu erwarten (KF16I = 9,2). Nach der Nachveredelung sinkt die eutektische Temperatur auf 555,4°C ab, die Depression beträgt damit 8,5 K und eine gute Veredelung kann angenommen werden, das Korn bleibt jedoch grob.

Legierung B war durch Zusatz von Kreislaufmaterial (Legierung A) bereits veredelt, wurde zusätzlich durch Zugabe von AlTi5B1 Kornfeint und danach auf einen höheren Strontium-Gehalt von 280 ppm (da die hohen Kupfer-, Magnesium- und Nickel-Gehalte die Veredelung evtl. stören könnten) veredelt. Die Liquidustemperatur betrug 557°C, die Rekaleszenz war nach Kornfeinung mit 0,7 K gering. Der KF16I-Wert betrug 34,6, wodurch eine wesentlich geringere Korngröße im Gussteil zu erwarten war. Durch die Vollveredelung sank die eutektische Temperatur auf 549°C ab. Legierung B könnte daher insgesamt mit einer ca. 10 K niedrigeren Schmelzetemperatur vergossen werden, was in Bezug auf die Erstarrungsvorteile mit sich bringt.

Die Ergebnisse mit Angabe der Rekaleszenz und Depression sind in **Tabelle 7** aufgelistet.

4. Beschreibung des Makro- und Mikrogefüges

4.1 Porosität, Veredelung, sekundäre Dendritenarmabstände

Um verschiedene Wärmebehandlungen vergleichen zu können und im Zugversuch geringe Streuungen zu erhalten, müssen die Proben hinsichtlich der Gefügefehler eine gute Qualität und hinsichtlich des sekundären Dendritenarmabstandes (DAS) ähnliche Größenordnungen aufweisen. Zur Überprüfung wurden aus den Probestäben metallografische Schlitze angefertigt. Die Charakterisierung der Gefüge in Bezug auf mikrostrukturelle Kenngrößen, wie Flächenporosität und sekundäre Dendritenarmabstände, erfolgte mit einem Auflichtmikroskop bzw. anhand digitaler Aufnahmen der Gefüge mit einer Bildanalyse-Software. Die Übersichtsaufnahme durch den Probenquerschnitt von zwei Probestäben aus den Legierungen A und B zeigt **Bild 4**.

Grundsätzlich besteht das Gefüge aus einem dendritischen α -Aluminium-Netzwerk und dem (Al+Si)-Eutektikum (**Bild 5**). Ein vergrößertes (Al+Si)-Eutektikum verschlechtert in erster Linie die Dehnungswerte. Zudem bewirkt die Zugabe von Strontium eine Verschiebung des eutektischen Punktes in Richtung höherer Silizium-Gehalte, das Gefüge bleibt somit untereutektisch und es werden keine primären Silizium-Kristalle gebildet. Aus diesen Gründen wurden alle drei Legierungsvarianten mit Strontium veredelt.

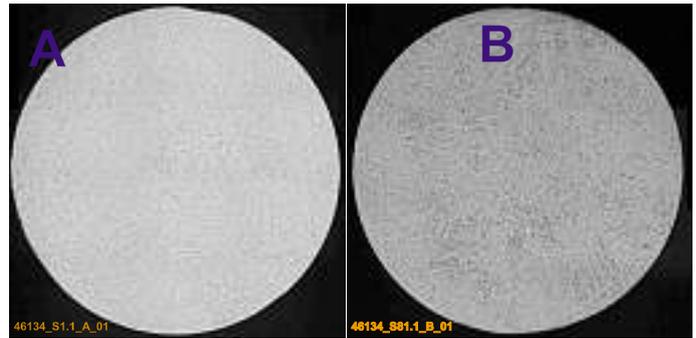


Bild 4: Übersicht Makrogefüge der Legierungen A und B, Flächenporosität unter 0,1 %.



Bild 5: Matrixgefüge Al Si 12CuNiMg, bei guter Veredelung, α -Al-Dendritennetzwerk (weiß) und veredeltes, feinfasriges (Al+Si)-Eutektikum (grau)



Bild 6: Mikrogefüge der Legierung A, DAS $20 \pm 3 \mu\text{m}$, gut veredelt; Legierung B, DAS $20 \pm 3 \mu\text{m}$, gut veredelt; Legierung C, DAS $19 \pm 3 \mu\text{m}$, sehr gut veredelt.

Die DAS und die Ausbildung des (Al+Si)-Eutektikums zeigt **Bild 6** (Legierungen A, B und C). Zur besseren Sichtbarmachung der einzelnen Gefügebestandteile wurden die Schlitze mit Keller'scher Reagenzlösung geätzt. Die Gefüge der Legierungen sind gut bis sehr gut veredelt, wobei tendenziell die Veredelung von Legierung A bis C immer besser wird. Die sekundären Dendritenarmabstände DAS sind in allen drei Legierungsvarianten quasi ident und erreichen eine Größenordnung um $20 \mu\text{m}$. Auf die Beschreibung der einzelnen Gefügephasen wird später noch näher eingegangen.

	A		B	
	Ausgangszustand	nach Veredelung	Ausgangszustand	nach KF und Veredelung
T_{Liquidus} in °C	564,0	556,0	557,4	558,5
Rekaleszenz ΔT_{RC} in K	4,6	4,6	1,6	0,7
Körngröße KF16I	9,2	9,2	27,6	34,6
$T_{\text{eutekt.}}$ in °C	564,0	555,5	551,5	549,0
Eut. Depression ΔT_{Ed} in K	8,5		2,5	

Tabelle 7: Ergebnisse der thermischen Analysen der Legierungen A und B

4.1.1 Korngröße

Legierung A wurde in ungefeintem Zustand vergossen. In der Praxis hat sich herausgestellt, dass eine gemäßigte Kornfeinung auch bei eutektischen Legierungen – obwohl kontraproduktiv hinsichtlich der Veredelung – durchaus gute Ergebnisse in Bezug auf eine Vergleichmäßigung des Gefüges und eine geringere Mikrolunkernung bewirkt. Aus diesem Grund wurden die Legierungen

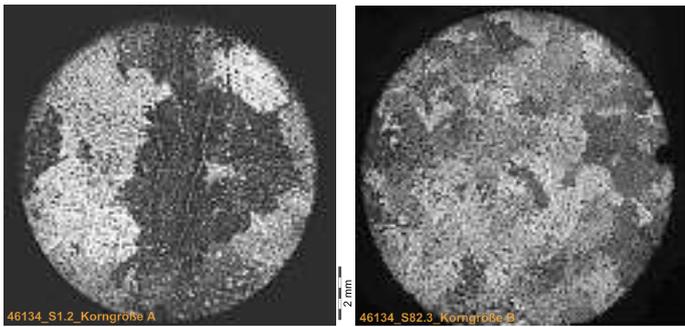


Bild 7: Korngröße der Legierungen A (ungefeint) KG ~ 2630 µm und B (leicht Korngefeint) KG ~ 650 µm

B und C leicht Korngefeint. Die sich dadurch ergebenden Unterschiede in der Korngröße sind deutlich und in **Bild 7** (die Korngröße von B ist auch charakteristisch für Legierung C) dargestellt. Die ungefeinte Legierung A weist eine mittlere Korngröße von 2630 µm auf, während B und C mittlere Korngrößen von 650 µm erreichen. Diese geringeren Korngrößen von B und C sind in Hinblick auf dickwandigere Bereiche tendenziell als günstiger einzustufen, da kleine Körner eher geringere Lunker- und Seigerungsneigungen entlang der Korngrenzen aufweisen.

4.2 Die Gefügephasen der Legierung Al Si 12CuNiMg

Es ist bekannt, dass bei definierter Werkstoffzusammensetzung auf Basis von Al-Si-Legierungen – sofern nicht eine völlig unterschiedliche Veredelung vorliegt – die erzielbare Bruchdehnung vom Gefüge

respektive der Anzahl und Morphologie der Gefügebestandteile (Phasen) und der Gefügeanomalien (Mikrolunker etc.) abhängt. Die Legierung Al Si 12CuNiMg weist aufgrund der Legierungselemente zahlreiche Phasen auf, die sich mit zunehmendem Gehalt der Elemente Cu, Ni und Mg, aber auch Fe und Mn, in mehr oder minder größerer und größerer Form, bevorzugt an den Korngrenzen, ausscheiden (**Bild 8**) [11], da diese die bevorzugten Zonen für die heterogene Keimbildung darstellen [12]. Eine Liste der möglichen Phasen geben Belov et al. [13] an, diese sind auszugsweise in **Tabelle 8** angeführt.

Weiters ist in den Legierungen noch Eisen (Fe) vorhanden, das sich in Al-Si-Legierungen vor allem in nadeliger Form als Al₅FeSi-Phase ausscheidet und zu niedrigeren Dehnungswerten führt. Bei eisenhaltigen Legierungen ist bekannt, dass Zusätze von Mangan – ebenso wie die Erstarrungskinetik – die Morphologie der eisenhaltigen Phasen beeinflussen können und bei gut eingestelltem Fe/Mn-Verhältnis eher die weniger schädliche, weil fächer- oder farnförmige Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂-Phase gebildet wird [13]. Ein Beispiel für die unterschiedliche Ausbildung der eisenhaltigen Phasen bzw. der weiteren noch im Gefüge auftretenden Bestandteile gibt L. Bäckerud in [11] an bzw. wurde von den Autoren in [14] vorgestellt. Um den Effekt des Mangans auf die Fe-hältigen Phasen zu untersuchen, wurde in Legierung C das Fe/Mn-Verhältnis durch Zugabe von Mn auf etwa 2,0 eingestellt. Betrachtet man die Mikrogefüge der drei Legierungsvarianten, so sind in der Ausbildung und Größe der Phasen auf den ersten Blick keine großen Unterschiede festzustellen, jedoch weist Legierung B – mit den höchsten Gehalten an Kupfer, Nickel und Magnesium – etwas gröbere Bestandteile der intermetallischen Phasen auf (**Bild 9**).

Phase	Bezeichnung	Zusammensetzung in Gew. %	Dichte in g/cm ³
Al ₃ Ni	ε	42% Ni	3,95
Al ₂ Cu	⊕	52,5% Cu	4,34
Mg ₂ Si	M	63,2% Mg, 36,8% Si	1,98
Al ₇ Cu ₄ Ni (Al ₇ Ni ₂)	δ	~30% Ni, ~31% Cu	4,76
Al ₇ Cu ₄ Ni	γ	38,7-50,7% Cu, 11,8-22,2% Ni	5,48
Al ₅ FeNi	T	4,5-14% Fe, 18-28% Ni	3,4
Al ₃ FeSi ⁽¹⁾	β	25-30% Fe, 12-15% Si	3,45
Al ₅ FeMg ₃ Si ₄	π	10,9% Fe, 14,1% Mg, 32,9% Si	2,82
Al ₅ Cu ₂ Mg ₃ Si ₆	⊕	20,3% Cu, 31,1% Mg, 27% Si	2,79

Tabelle 8: Liste der möglichen Phasen in Al-Si-Cu-Ni-Mg-Fe-Legierungen, nach N.A. Belov et al. [13]

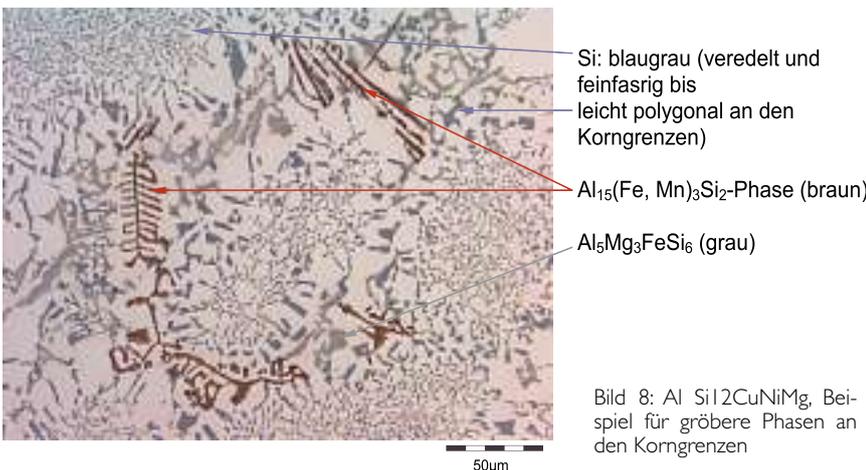


Bild 8: Al Si 12CuNiMg, Beispiel für größere Phasen an den Korngrenzen

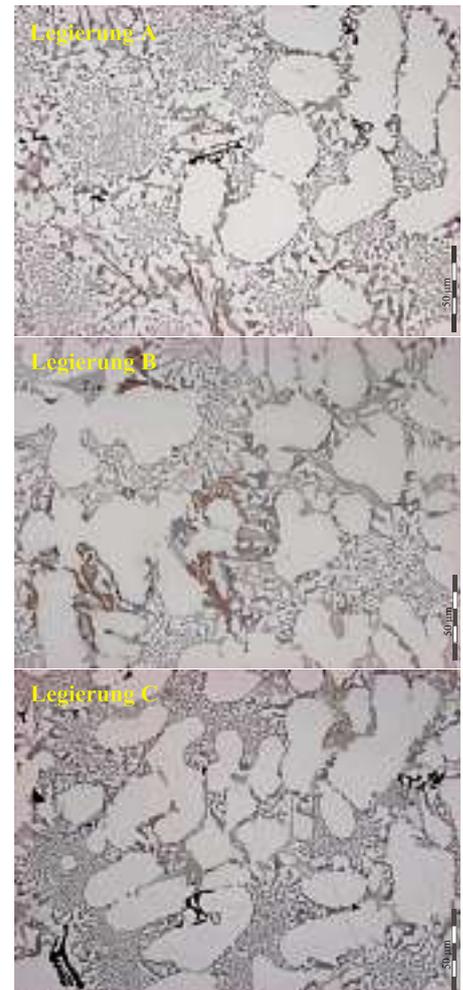


Bild 9: Gefügephasen, oben: Legierung A, mittig: Legierung B (mit deutlich größeren Phasen als bei den Legierungen A und C), unten: Legierung C

5. Statische mechanische Eigenschaften – Zugversuch

5.1 Durchführung der Kaltauslagerung und Prüfung

Die Rohgussproben zur Ermittlung des Verlaufs der Kaltauslagerung wurden bei Raumtemperatur (um 25°C) gelagert. Unmittelbar vor der Prüfung erfolgte die Ausarbeitung der genormten Rundproben B12x60 nach DIN 50 125. Im Zugversuch nach EN 10002-1 wurden auf einer Universalprüfmaschine die Dehngrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m und die Bruchdehnung A_{5d} der aus den Diez-Abgüssen ausgearbeiteten B12x60-Proben ermittelt. Die geprüften Proben wurden im Bereich der Probenköpfe mechanisch durch Befräsen abgearbeitet. An den bearbeiteten Probestücken erfolgte die Härtemessung nach EN ISO 6506-1 mittels Brinellhärteprüfung HBW 5/250, wobei zwei Parallelhärtemessungen je Probe durchgeführt wurden.

5.2 Verlauf der Eigenschaften während der Kaltauslagerung

Bei Aluminium-Silizium-Legierungen, die zusätzlich Kupfer und Magnesium beinhalten, ist bereits bei Lagerung an Raumtemperatur ein Festigkeitsanstieg festzustellen, wenn diese nach dem Erstarren so schnell wie möglich abgeschreckt wurden. Dies erklärt sich vor allem dadurch, dass zum einen beim Abschrecken mehr Kupfer- und Magnesium-Atome im übersättigten Mischkristall zwangsgelöst bleiben [15], zum anderen aber auch eine höhere Leerstellendichte im Mischkristall vorliegt.

Die Legierung Al Si12CuNiMg gehört zur Gruppe der warmushärtenden Legierungen, weshalb in der Norm EN 1706 keine Werte für den Gusszustand angegeben werden, sondern lediglich für eine T5- und T6-Behandlung. Richtigerweise müsste man daher bei vorhergehender Kaltauslagerung und einer nachfolgenden Wärmebehandlung von einer Zwischenlagerung sprechen. Es ist aber bereits seit Mitte der 60er Jahre bekannt, dass eine Raumtemperaturzwischenlagerung in manchen Fällen zu einer viel feineren Ausscheidungsverteilung führen kann, verglichen mit einer direkten Warmauslagerung unmittelbar nach dem Guss [16, 17, 18]. Nach der Theorie von Pashley und Jacobs [18] ist eine solche Raumtemperatur-Zwischenlagerung besonders dann von Bedeutung, wenn die übliche Warmauslagerungstemperatur oberhalb der sogenannten kritischen Temperatur für homogene Keimbildung liegt (es wird später gezeigt werden, dass dieser Fall hier tatsächlich vorliegt). Dieser Effekt kann durch eine Keimbildung der Ausscheidungen an den GPI-Zonen erklärt werden, die sich während der Raumtemperatur-Zwischenlagerung bilden. Es folgt daher eine umso feinere Ausscheidungsverteilung bei der Warmauslagerung, je höher die Dichte der GPI-Zonen ist, die während ihres Wachstums die kritische Größe für die Keimbildung erreicht haben. Das Wachstum der GPI-Zonen ist jedoch beendet, wenn keine Leerstellendefekte mehr zur Verfügung stehen. Eine frühzeitige Annihilation der Leerstellen kann allerdings verhindert werden, wenn Elemente wie Kupfer und Magnesium zulegiert werden, die eine starke Wechselwirkung mit den Leerstellen aufweisen. Dies führt zur Bildung einer größeren Anzahl von GPI-Zonen oberhalb des kritischen Keimradius [19], so dass diese nun in viel höherer Dichte vorliegen und damit auch zu einer entsprechend höheren Ausscheidungsichte führen als mit niedrigerem Cu-/Mg-Zusatz.

Folglich müssen die Legierungen B und C im Vergleich zur Legierung A eine höhere 0,2%-Dehngrenze und Ausgangshärte aufweisen, was auch aus **Bild 10** und **Bild 11** hervorgeht. Legierung A erreicht unmittelbar nach dem Guss (Zustand F) eine Dehngrenze von 120 MPa, während sich Legierung B um 145 MPa und Legierung C um 160 MPa einordnen. Obwohl Legierung B einen deutlich höheren Anteil des für die GPI-Zonen-Bildung notwendigen Kupfers und Magnesiums enthält als Legierung C, fallen Festigkeit und Härte sowie der Festigkeits-/Härteanstieg im Verlauf der Kaltauslagerungsdauer geringer aus. Eine Erklärung dafür könnte sein, dass bei Legierung B ein verminderter Magnesium-Gehalt im Mischkristall vorliegt. Dieser Effekt könnte durch ein Abbinden des Magnesiums in groben Hetero-

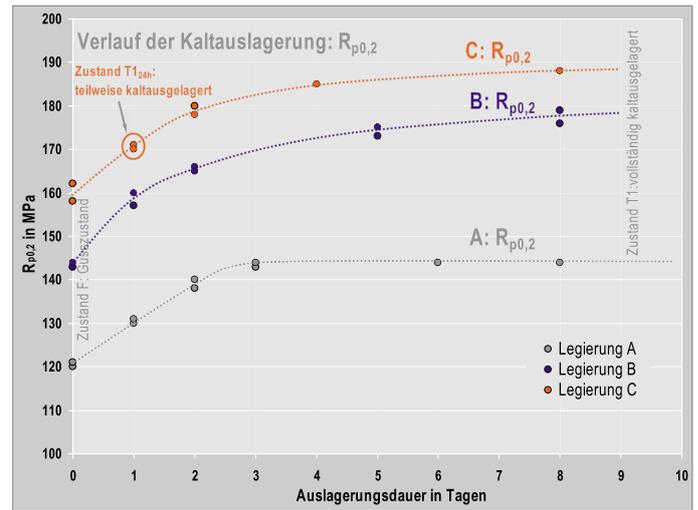


Bild 10: Verlauf der 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ während der Kaltauslagerung der Legierungsvarianten A, B und C

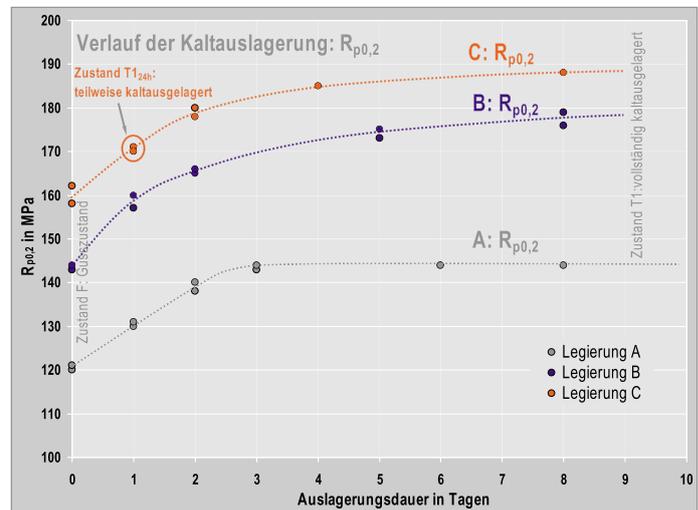


Bild 11: Verlauf der Brinellhärte während der Kaltauslagerung der Legierungsvarianten A, B und C

genitäten (Gefügephasen) begründet sein, wobei dieser Effekt bereits seit längerem in der Literatur bekannt ist und z. B. von Gerstlauer et al. [20] nachgewiesen wurde.

Die Legierung A stabilisiert sich bereits nach 3 Tagen Lagerung bei RT und erreicht eine Dehngrenze von $R_{p0,2} = 145$ MPa sowie eine Härte von HB 102, wobei die vollständige Kaltauslagerung als Zustand T1 bezeichnet wird. Im Diagramm ist zusätzlich auch der Zeitpunkt einer 24-stündigen Zwischenlagerung $T_{I,24h}$ von Legierung C markiert, der für die spätere T5-Warmauslagerung noch von Bedeutung sein wird. Die Legierungen B und C benötigen mit ca. 8 bis 10 Tagen eine signifikant längere Auslagerungszeit, um ihre Maximalwerte zu erreichen: Legierung B erzielt eine $R_{p0,2}$ von 178 MPa und eine Maximalhärte von HB 121, Legierung C reiht sich bei einer $R_{p0,2}$ von 188 MPa und einer Maximalhärte von HB 131 ein.

Betrachtet man die Verläufe der Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen (**Bild 12**), so muss naturgemäß ein weniger fester („duktilerer“) Werkstoff wie Legierung A die geringsten Zugfestigkeiten R_m mit zugleich höchsten Dehnungswerten aufweisen, was auch zutrifft. Die Variante A zeigt einen kontinuierlichen Anstieg der Zugfestigkeit von 225 auf 240 MPa. Die Dehnung im „weichen“ Gusszustand liegt um 1,75 %, durchläuft nach eintägiger Kaltauslagerung ein Minimum mit $A_{5d} \sim 1,4$ % und steigt im Laufe der weiteren Kaltauslagerung leicht an.

Die härtesten Werkstoffe B und C erreichen Ausgangszugfestigkeiten um 245 MPa und nach vollständiger Kaltauslagerung Werte um 270 MPa. Der Verlauf der Dehnung ist bei Legierung B im Allgemei-

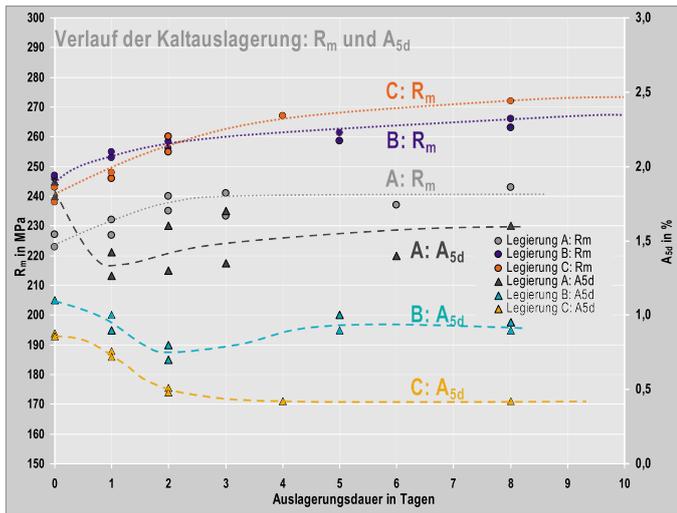


Bild 12: Verlauf der Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen während der Kaltauslagerung der Legierungsvarianten A, B und C

nen etwas höher als bei Variante A, so beträgt die Bruchdehnung A_{5d} im Gusszustand um 1,0 %. Nach zwei Tagen Zwischenlagerung wird ein Minimum mit A_{5d} = 0,7 % durchlaufen und im Laufe der weiteren Kaltauslagerung steigt die Dehnung wieder auf ca. 0,9 % an. Bei Legierung C ist kein Anstieg der Dehnung während der Kaltauslagerung festzustellen. Die Dehnungswerte im Gusszustand liegen um 0,7 %, wobei nur ein geringer Abfall nach 24-stündiger Kaltauslagerung auftritt. Bei vollständiger Kaltauslagerung sinkt die Dehnung auf ca. 0,4 % ab.

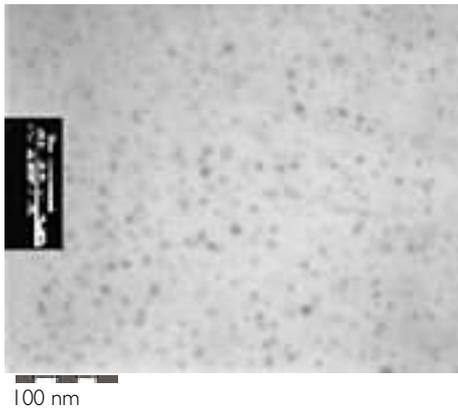


Bild 13: TEM-Bild, Hellfeld: Legierung C, Zustand T1 (aus der Gießhitze abgeschreckt und vollständig kaltausgelagert), sehr feine (5 bis 10 nm) und homogen verteilte Ausscheidungen nach vollständiger Kaltauslagerung (GPI-Zonen).

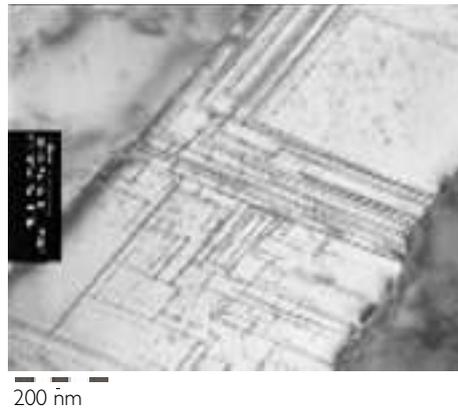


Bild 14: TEM-Bild, Hellfeld: Legierung C, Zustand T1 (aus der Gießhitze abgeschreckt und vollständig kaltausgelagert): Die feinen Linien charakterisieren Kohärenzspannungsfelder, die aufgrund der Gitterverzerrung in Umgebung der Ausscheidungen entstehen.

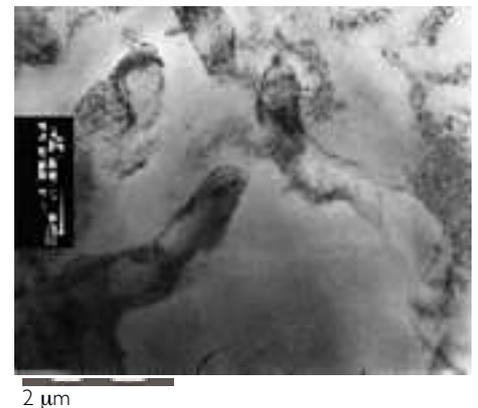


Bild 15: TEM-Bild, Hellfeld: Legierung C nach Zugversuch, Zustand T1: Hohe Versetzungsdichte, bedingt durch einen vorhergehenden Zugversuch

5.3 Interpretation der Kaltauslagerung

Sowohl von den Maximalwerten der 0,2%-Dehngrenze als auch der Härte ist Legierung C den beiden anderen Varianten vorzuziehen. Die ursprüngliche Intention, dass durch die Einstellung eines niedrigen Fe/Mn-Verhältnisses bei Legierung C die Dehnung etwas höher ausfallen müsste, trifft nicht zu und ist auch hinsichtlich einer höheren Verschleißbeständigkeit kontraproduktiv.

Ein höherer Nickel-Zusatz, wie bei Legierung B, sollte im Allgemeinen die Verschleißigenschaften verbessern, da dieser zu spezifischen groben nickelhaltigen Teilchen führt [1], wobei auch Eisen, Kupfer und Silizium mit eingelagert werden. Inwieweit dies tatsächlich zutrifft, muss erst durch Verschleißtests überprüft werden. Die teilweise Abbindung des Kupfers in diesen Phasen könnte aber wiederum auch eine Erklärung für die niedrigeren Festigkeitswerte darstellen. In Anbetracht der derzeit hohen Marktpreise für die Metalle Kupfer und Nickel ist aber auch in dieser Hinsicht Legierung C zu bevorzugen,

die zudem noch innerhalb der Normwerte nach EN 1706 bzw. den werksintern geforderten Toleranzen der chemischen Zusammensetzung liegt.

Ein Einsatz der Legierungen im kaltausgehärteten Zustand ist im Allgemeinen aber nicht sinnvoll, da hier auf das Aushärtepotential der Warmauslagerung verzichtet wird [21] und die ermittelten Eigenschaften auch mit wesentlich günstigeren Legierungen, wie z. B. Al Si9Cu3(Fe) [22, 23], zu erzielen wären. Zudem wären die GPI-Zonen thermisch nicht stabil, was bei Temperaturbeanspruchung der Gussbauteile (T > 160°C) zu einer Veränderung der mechanischen Eigenschaften (Nachhärtung und evtl. Verzug) führen könnte.

5.4 Transmissionselektronenmikroskopische Untersuchung (TEM) der kaltausgelagerten Proben

Die Präparation der TEM-Folien erfolgte aus einer vollständig kaltausgelagerten Probe (T1) der Legierung C. Die Untersuchung wurde am hochauflösenden Elektronenmikroskop Philips CM 200 UT des Lehrstuhles für Allgemeine Werkstoffwissenschaften der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg durchgeführt.

Bild 13 zeigt die sehr feinen (Durchmesser 5 bis 10 nm) und homogen verteilten Ausscheidungen (GPI-Zonen), die nach vollständiger Kaltauslagerung entstehen. Diese, bewusst initiierte, hohe Ausscheidungsichte führt bereits zu einer Steigerung der Festigkeit, jedoch behindern die kleinen Ausscheidungen die Versetzungsbewegung noch nicht in dem Maße, dass dadurch ähnlich hohe Festigkeiten wie nach einer T5-Wärmebehandlung erzielt werden können, wie nachfolgend in Kapitel 7.3 dieser Untersuchung vorgestellt wird. Die Festigkeitssteigerung im vollständig kaltausgelagerten Zustand kann vor

allem auf Spannungsfelder (Kohärenzspannungen) zurückgeführt werden, die aufgrund der Gitterverzerrung entstehen, wie auch in Bild 14 gezeigt wird. Die hohe Versetzungsdichte in Bild 15 ist auf die Verformung im Zugversuch zurückzuführen.

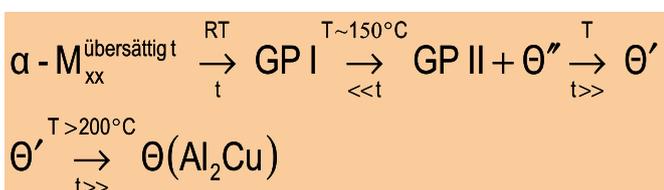
6. Theorie der Warmauslagerung der Legierung Al Si12CuNiMg

Das Phänomen der Aushärtung von Aluminiumlegierungen wurde bereits vor mehr als 100 Jahren von A. Wilm an einer Al-Cu-Mg-Legierung entdeckt [24] und seitdem für unterschiedlichste Legierungstypen intensiv untersucht. Das Aushärten beruht auf Entmischungsvorgängen, die im übersättigten Mischkristall bei Raumtemperatur oder mäßig erhöhter Temperatur ablaufen [25]. Die Entmischungsvorgänge finden dann statt, wenn der aluminiumreiche α-Mischkristall eine mit der Temperatur abnehmende Löslichkeit für ei-

nen bestimmten Legierungsbestandteil aufweist, sie sind diffusionsgesteuert und somit von der Zeit und Temperatur abhängig. Voraussetzung für die Bildung eines übersättigten Mischkristalls sind daher hohe Abkühlgeschwindigkeiten, wie sie beim Kokillenguss auftreten bzw. sollten die Gussteile nach dem Entformen aus der Kokille möglichst rasch abkühlen, was in der Regel durch das Tauchen der Gussteile in ein Abschreckmedium (i.d.R. Wasser mit Raumtemperatur) bewerkstelligt wird. Dieser Vorgang wird als das Abschrecken aus der Gießhitze bezeichnet. Die festigkeitssteigernde Wirkung beruht auf der Bildung von Ausscheidungen und damit der Blockade von Gitterbaufehlern, so genannten Versetzungen, die unter Belastung wandern. Bezüglich der bei der Warmauslagerung entstehenden Ausscheidungen wird auf die ausführlichen Untersuchungen von Ashby et al. [26] verwiesen und an dieser Stelle wird auch die für die Festigkeit der Legierung Al Si12CuNiMg maßgebende Aushärtung durch Kupfer kurz beschrieben und zusammengefasst.

Der übersättigte Aluminium-Mischkristall ist auch bei der Legierung Al Si12CuNiMg der Ausgangszustand für die Bildung der festigkeitssteigernden Teilchen. Wie bereits zuvor erwähnt, bilden sich bereits bei Raumtemperatur (somit der Kaltauslagerung) erste GPI-Zonen (Bild 13). Diese Ausscheidungen sind plättchenförmig und kohärent mit dem Aluminium-Gitter. Durch die im Vergleich zum Aluminium größeren Kupferatome verursachen die GPI-Zonen im umgebenden Aluminium-Gitter Verzerrungen (Kohärenzspannungen). Anhand der TEM-Bilder der kaltausgelagerten Varianten der Legierung Al Si12CuNiMg wurde dokumentiert, dass diese Gitterverzerrungen eine freie Versetzungsbewegung erschweren und bereits damit zu einem Anstieg der Festigkeit führen, auch wenn sich der Werkstoff noch nicht in einem stabilen Zustand befindet (siehe Bild 14).

In diesem metastabilen Zustand wird der Legierung Al Si12CuNiMg bei einer nachfolgenden Warmauslagerung thermische Energie zugeführt und der Werkstoff versucht, sich dem Gleichgewichtszustand wieder anzunähern. Dabei bildet sich allerdings nicht gleich die stabile Ausscheidung Θ (Al_2Cu), sondern bei einer bestimmten Auslagerungstemperatur in Abhängigkeit von der Auslagerungsdauer eine sogenannte Ausscheidungssequenz verschiedener geordneter Bereiche bzw. bilden sich weitere metastabile Ausscheidungen. Werden die einphasigen GPI-Entmischungen kurzzeitig auf 100°C bis 200°C erwärmt, so lösen sie sich dabei auf. An ihrer Stelle werden zweite Guinier-Preston-Zonen (GPII-Zonen) gebildet. Diese sind ebenfalls plättchenförmig und kohärent mit dem Aluminium-Gitter. Bei Aluminium-Kupfer-Legierungen wurde weiters beobachtet, dass insbesondere auch Magnesium die Bildung von GPII-Zonen beim Warmauslagern beschleunigen kann [27], was durch die Ergebnisse der TEM-Untersuchung auch bestätigt wurde. Danach bilden sich Vorstufen der stabilen Ausscheidungen, die sogenannten Θ'' -Phasen bzw. bei weiterer Zufuhr von Wärme daraus die Θ' -Phasen, die metastabile bzw. semikohärente Modifikation der stabilen Θ -Phasen. Diese sind wiederum plättchenförmig, aber noch größer (und nur noch teilkohärent mit dem Aluminium-Gitter; die Stirnflächen sind kohärent, die Mantelflächen inkohärent). Während dieses Übergangs wird das Festigkeitsmaximum erreicht. Schließlich entstehen aus den Θ' -Phasen die stabilen Ausscheidungen Θ , die globular und inkohärent mit dem Aluminium-Gitter sind, wobei diese aber zu keinem weiteren Festigkeitsanstieg führen [28] bzw. dafür verantwortlich sind, dass Festigkeit und Härte bei Überalterung, d.h. bei Vorliegen von noch längeren Warmauslagerungszeiten bzw. noch höheren Auslagerungstemperaturen, wieder abfallen [29]. Bei einer Legierung Al Si12CuNiMg lautet die (vereinfachte) theoretische Ausscheidungssequenz für die Warmauslagerung somit:



Im Gegensatz zu der zuvor beschriebenen langsamen Abkühlung läuft diese Ausscheidungssequenz nicht nur an den Korngrenzen, sondern gleichmäßig verteilt im gesamten Kornvolumen ab. Die Stärke der Festigkeitssteigerung durch die Ausscheidungshärtung ergibt sich nun aus der Behinderung der Versetzungsbewegung durch die verschiedenen Stadien der Ausscheidungssequenz. Kleine, kohärente Teilchen können von den Versetzungen durch Schneiden überwunden werden (Friedel-Effekt), große, inkohärente Teilchen können von den Versetzungen durch Umgehen überwunden werden (Orowan-Mechanismus).

Bei kurzen Auslagerungsdauern (Vorliegen von GPI-Zonen, von kleinen kohärenten Teilchen), d. h. bei Zwischenlagerung bzw. Kaltauslagerung (aber auch Unteralterung), tritt daher nur ein geringerer Anstieg der 0,2%-Dehngrenze auf. Ebenso ist die Dehngrenze bei langen Auslagerungsdauern (bei überwiegender Vorliegen von Θ' - bzw. auch schon von stabilen Θ -Phasen, von größeren teil- bzw. inkohärenten Teilchen), eine sogenannte Überalterungsbehandlung, infolge der Vergrößerung der Ausscheidungen wieder gering [30, 31, 32].

Eine maximale Dehngrenze (aber auch Härte) ist im Bereich des Auftretens der GPII-Zonen bzw. zu Beginn der Bildung der Θ' -Phasen festzustellen, die von ihrer Größe und ihren Kohärenzspannungen her sowohl dem Schneiden als auch dem Umgehen durch Versetzungen einen maximalen Widerstand entgegensetzen. Dieser Zustand mit dem Ziel hoher Festigkeit wird in der Regel beim Ausscheidungshärten von Aluminiumlegierungen angestrebt [33]. In Abhängigkeit der Warmauslagerungstemperatur und Auslagerungszeit ergeben sich dadurch hinsichtlich der Festigkeitseigenschaften charakteristische Kurvenscharen, wie sie in Bild 16 dargestellt und auch durch Untersuchungen der Gusslegierung Al Si9Cu3(Fe) [30, 31, 32, 33] bekannt sind.

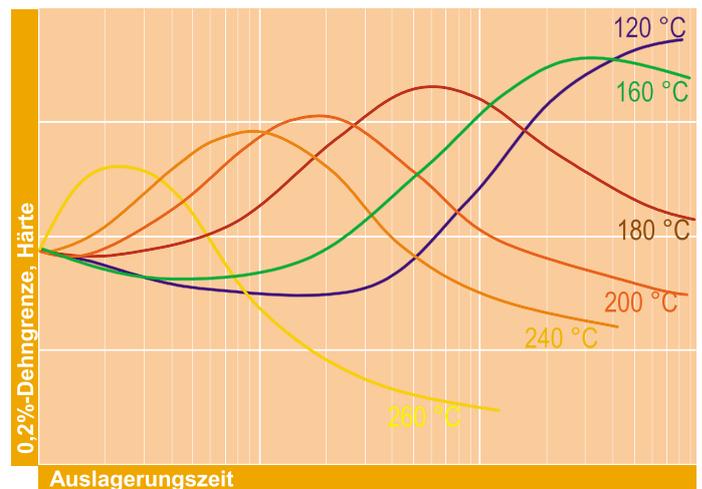


Bild 16: Warmauslagerungsverhalten von Al-Cu-, Al-Si-Cu- oder Al-Si-Mg-Legierungen in Abhängigkeit der Warmauslagerungstemperatur und -dauer [34]

Bei Zugrundelegung dieses Verlaufs der Kurven wird allerdings vereinfacht angenommen, dass es sich nur um eine Ausscheidungsart handelt. In der Praxis, wie auch im vorliegenden System der Legierung Al Si12CuNiMg, folgen meistens mehrere metastabile Phasen aufeinander, so dass die Verhältnisse etwas komplizierter sind. Zudem könnte es auch, wie in dieser Untersuchung bei Legierung vom Typ B erwünscht, durch die sehr hohen Kupfer- und Magnesium-Gehalte und den dadurch möglichen Einbau der Kupfer- und Magnesium-Atome auf der Ausscheidungsfläche zu einer Erniedrigung der Ausscheidungs-Matrix-Grenzflächenenergie (γ) kommen. Dies hätte einerseits auch eine vermehrte Keimbildung zur Folge (nach der klassischen Keimbildungstheorie ist die Aktivierungsenergie für homogene Keimbildung ΔG proportional der Grenzflächenenergie γ), andererseits zusätzlich unterdrücktes Teilchenwachstum. In diesem Fall sollten die Ausscheidungen in der Legierung B auch nach längeren Warmauslagerungszeiten kleiner bleiben bzw. wären dann die Eigenschaften unabhängig von einer vorhergehenden Raumtemperatur-Zwischenlagerung.

7. Verlauf der Eigenschaften in Abhängigkeit der Warmauslagerungsparameter

7.1 Durchführung der Warmauslagerung und der Zwischenlagerung

Um eine eventuelle Kaltauslagerung zu unterbinden, wurden nicht benötigte Rohgussstäbe sofort nach dem Abguss und dem Abschrecken aus der Gießhitze in Wasser in einem Kühlaggregat bei einer Temperatur von ca. -32°C zwischengelagert. Die Rohgussstäbe zur Durchführung der T5-Wärmebehandlung wurden in einen Umluft-Kammerofen chargiert.

Als Startpunkt für die Bestimmung der Warmauslagerungsdauer wurde ein Zeitpunkt von 15 Minuten nach Chargieren der Probestäbe in den Ofen definiert: das ist ungefähr jene Zeitdauer, die zu einer vollständigen Durchwärmung der Stäbe auf Ofentemperatur notwendig ist. Eine in den nachfolgenden Diagrammen angegebene Auslagerungszeit von 30 Minuten bedeutet somit, dass sich die Proben insgesamt 45 Minuten im Ofen befunden haben. Danach wurden die Rohgussproben an Luft abgekühlt und unmittelbar nach Abkühlung auf Raumtemperatur (Dauer ca. 30 Minuten) die genormten B 12x60 Zugstäbe angefertigt. Mit dieser Vorgangsweise kann ein Verzug der Proben nahezu ausgeschlossen werden bzw. wird dadurch gewährleistet, dass keine vorhergehende Kaltauslagerung die Ergebnisse der Warmauslagerung und der nachfolgenden Zugprüfung überlagern oder verändern kann.

7.2 T5-Wärmebehandlungsvarianten

Von einigen Legierungsherstellern wird empfohlen, eine verkürzte T5-Wärmebehandlung bei 225°C mit einer Dauer von 3 Stunden durchzuführen. Es galt im Rahmen dieser Untersuchung festzustellen, ob diese T5-Variante das Optimum hinsichtlich der Festigkeits- und/oder Härteeigenschaften darstellt. In der Literatur konnte kein Hinweis gefunden werden, in welchem Maße eine Zwischenlagerung bzw. eine eventuell vor der T5-Wärmebehandlung stattgefundene Kaltauslagerung das Eigenschaftsprofil beeinflusst. Aus diesem Grund wurde für ein Seriengussteil eine Zwischenlagerungsdauer von 24 Stunden angenommen und dieser Einfluss ermittelt.

Bei Legierung A wurden die T5-Varianten bei Temperaturen von 225°C und 250°C vorgenommen, wobei die Durchführung dieser

Warmauslagerungsvarianten sowohl unmittelbar nach dem Guss (F+T5/225°C bzw. F+T5/235°C, wobei **F** als Kurzzeichen für den Gusszustand steht (as fabricated)) als auch nach vollständiger Kaltauslagerung (T1+T5/225°C, T1+T5/250°C) erfolgte. Zusätzlich wurde eine T1+T5-Wärmebehandlung bei einer Auslagerungstemperatur von 275°C (T1+T5/275°C) durchgeführt. Erst nach Vorliegen der Ergebnisse der Zugprüfung von Legierung A wurden die Warmauslagerungsparameter für die Legierung B festgelegt, wobei hier die Proben unmittelbar nach dem Guss bei 235°C und 250°C ausgelagert wurden (F+T5/235°C, F+T5/250°C) bzw. die bereits vollständig kaltausgelagerten Stäbe bei den Temperaturen 150°C, 225°C und 275°C (T1+T5/150°C, T1+T5/225°C, T1+T5/275°C) wärmebehandelt wurden. Aus den Ergebnissen der Legierungen A und B wurde für die Legierung C als Optimum eine einzige Wärmebehandlungsvariante abgeleitet und zwar wie folgt: Zwischenlagerung für 24 Stunden und nachfolgende Warmauslagerung bei einer Temperatur von 235°C (T1/24h+T5/235°C). Alle Wärmebehandlungsvarianten sind in einer Übersicht in **Tabelle 9** aufgelistet.

7.3 0,2%-Dehngrenze und Härte der Legierungen A und B

Im Vergleich der Dehngrenzen der Legierungen A (**Bild 16**) und B (**Bild 17**) zeigt sich, dass die Theorie der herabgesetzten Ausscheidungs-Matrix-Grenzflächenenergie (siehe Kap. 6) nur eine sekundäre Rolle spielt bzw. nicht zutrifft. Beide Legierungen erzielen ähnliche Höchstwerte bei Auslagerungstemperaturen um 225°C (mit Werten von $R_{p0,2} = 280$ bis 290 MPa) nach ca. zwei Stunden.

Dieses Festigkeitsmaximum wird von Legierung B bereits nach einer Stunde erreicht, wenn die Auslagerungstemperatur dafür nur geringfügig auf 235°C angehoben wird. Erst mit der Bildung der Θ' -Phasen, d. h. bei Vorliegen einer höheren Warmauslagerungstemperatur und/oder Auslagerungsdauer, fallen die $R_{p0,2}$ -Werte ab und die Maxima der Dehngrenzen verschieben sich unter diesen Voraussetzungen zu deutlich kürzeren Auslagerungszeiten.

Höhere Temperaturen als 235°C für die Warmauslagerung zu verwenden, scheidet daher in der betrieblichen Praxis aus verfahrenstechnischen Gründen aus, da die Maxima frühzeitig auftreten und dabei sehr schnell durchfahren werden (siehe Kurven A, B: T1+T5/250°C). Aufgrund der Trägheit der industriellen Öfen, der

nicht immer exakt einzuhaltenden Zeitdauer der manuellen Tätigkeiten wie Chargieren und Entnehmen, lassen sich bei Temperaturen um 250°C oder höher keine reproduzierbaren mechanischen Eigenschaften erzielen. Eine kurze Zeitverzögerung bis zur Entnahme würde bereits einen drastischen Abfall der Festigkeits- und Härtewerte verursachen. Die ursprünglich geplante Wärmebehandlung mit den Parametern 225°C/3 h ist aufgrund der dabei bereits eingetretenen Überalterungsvorgänge wiederum auch nicht sinnvoll, insbesondere was, wie nachfolgend gezeigt wird, auch den Verlauf der Oberflächenhärte betrifft.

Sehr wohl hängen aber die Entmischungskinetik als auch die Oberflächenhärte stark von einer Raumtemperatur-Zwischenlagerung ab, da zum einen die $R_{p0,2}$ -Werte bei vorhergehender Kaltauslagerung höher liegen (vgl. in **Bild 17** die Kurven von F+T5/225°C mit T1+T5/225°C), aber auch die Maximalhärten bei vorhergehender Kaltauslagerung wesentlich früher auftreten.

Überraschend ist jedoch, dass die Maximalhärten bei einer T1+T5-Behandlung höher ausfallen als im F+T5-Zustand (**Bild 19** und **Bild 20**). Hinsichtlich der Härte kann daher

Leg.-variante	Bez. der WBH	Beschreibung
Legierung A	T1	vollständig kaltausgelagert (bei RT)
	F+T5/225°C	unmittelbar nach dem Guss bei 225°C warmausgelagert
	F+T5/250°C	unmittelbar nach dem Guss bei 250°C warmausgelagert
	T1+T5/225°C	vollst. kaltausgelagert und anschließend bei 225°C warmausgelagert
	T1+T5/250°C	vollst. kaltausgelagert und anschließend bei 255°C warmausgelagert
	T1+T5/275°C	vollst. kaltausgelagert und anschließend bei 275°C warmausgelagert
Legierung B	T1	vollständig kaltausgelagert (bei RT)
	F+T5/235°C	unmittelbar nach dem Guss bei 235°C warmausgelagert
	F+T5/250°C	unmittelbar nach dem Guss bei 250°C warmausgelagert
	T1+T5/150°C	vollst. kaltausgelagert und anschließend bei 150°C warmausgelagert
	T1+T5/225°C	vollst. kaltausgelagert und anschließend bei 225°C warmausgelagert
	T1+T5/275°C	vollst. kaltausgelagert und anschließend bei 275°C warmausgelagert
Legierung B	T1	vollständig kaltausgelagert (bei RT)
	T1/24h+T5/235°C	für 24h kaltausgelagert und anschließend bei 235°C warmausgelagert

Tabelle 9: Wärmebehandlungsvarianten der Legierungen A bis C, alle Probestäbe wurden nach dem Entformen mit der Gießhitze im Wasserbad abgeschreckt

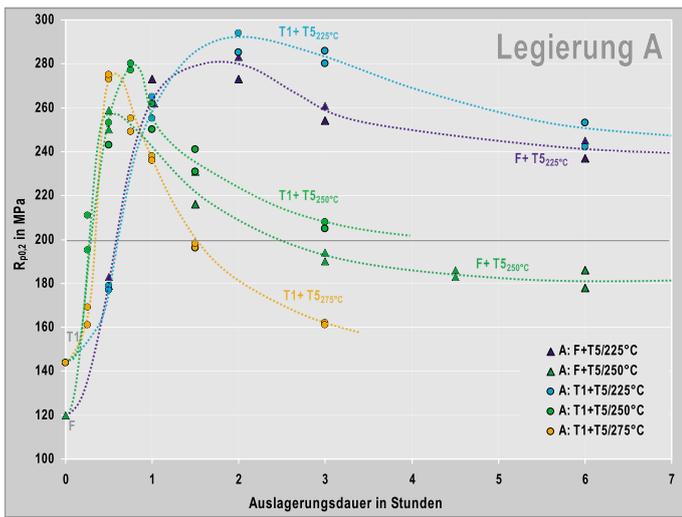


Bild 17: Legierung A, Verlauf der 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit der Zwischenlagerung (F bzw. T1) und der Auslagerungstemperatur bzw. -dauer

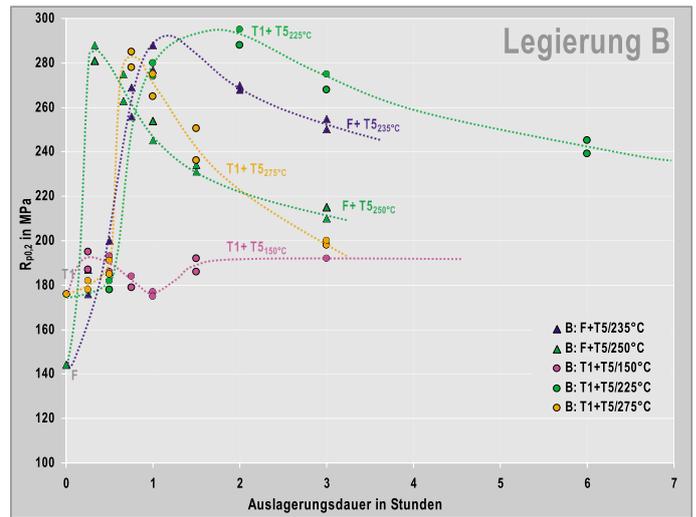


Bild 18: Legierung B, Verlauf der 0,2%-Dehngrenze in Abhängigkeit der Zwischenlagerung (F bzw. T1) und der Auslagerungstemperatur bzw. -dauer

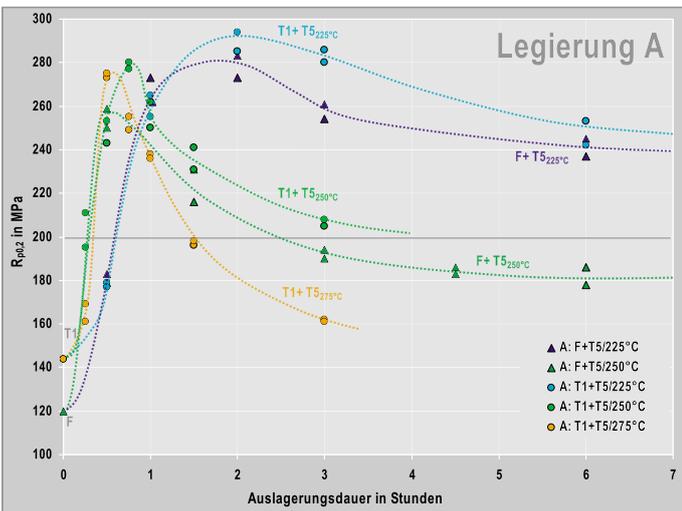


Bild 19: Legierung A, Verlauf der Härte in Abhängigkeit der Zwischenlagerung (F bzw. T1) und der Auslagerungstemperatur bzw. -dauer

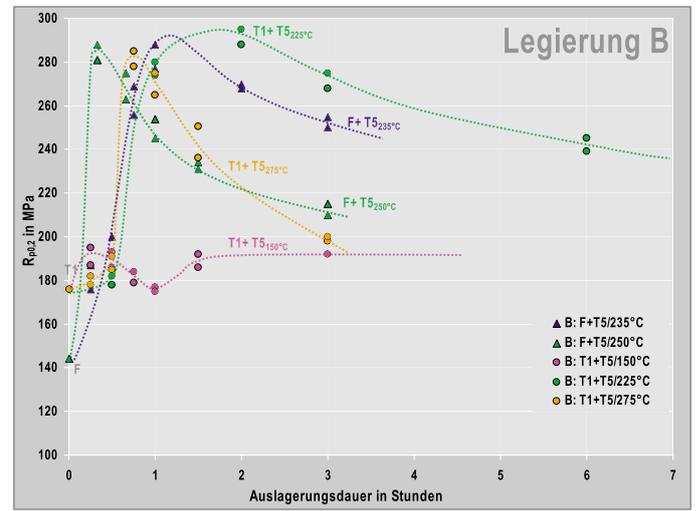


Bild 20: Legierung B, Verlauf der Härte in Abhängigkeit der Zwischenlagerung (F bzw. T1) und der Auslagerungstemperatur bzw. -dauer

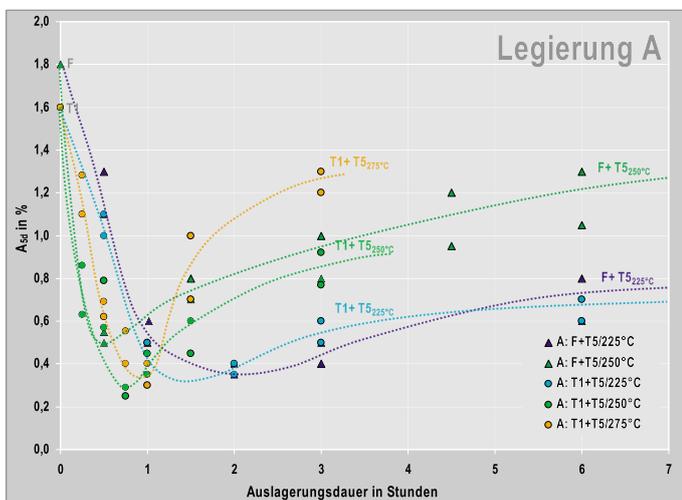


Bild 21: Legierung A, Verlauf der Bruchdehnung in Abhängigkeit der Zwischenlagerung (F bzw. T1) und der Auslagerungstemperatur bzw. -dauer, Zunahme der Dehnung bei Überalterung

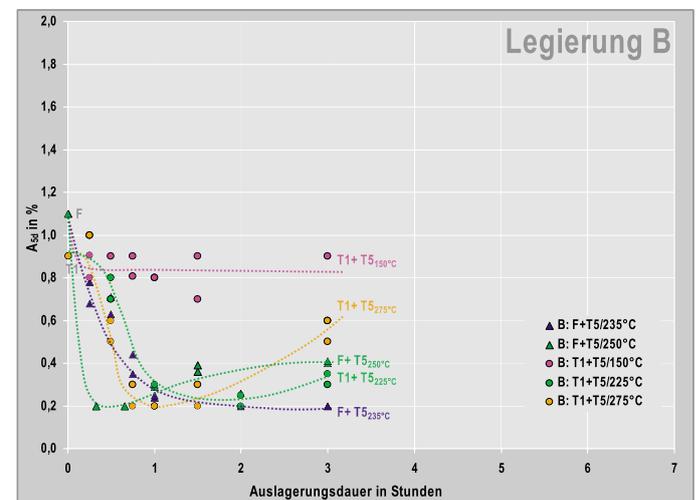


Bild 22: Legierung B, Verlauf der Bruchdehnung in Abhängigkeit der Zwischenlagerung (F bzw. T1) und der Auslagerungstemperatur bzw. -dauer

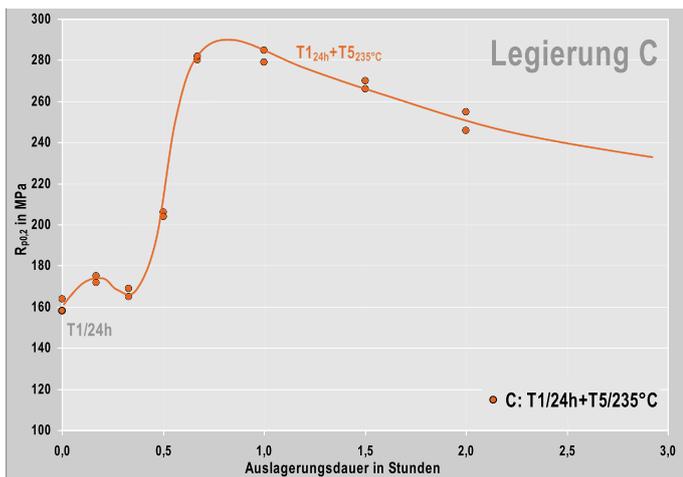


Bild 23: Legierung C, Dehngrenze in Abhängigkeit der Warmauslagerungsdauer bei 235°C, deutlicher Härteanstieg nach ca. 45 min

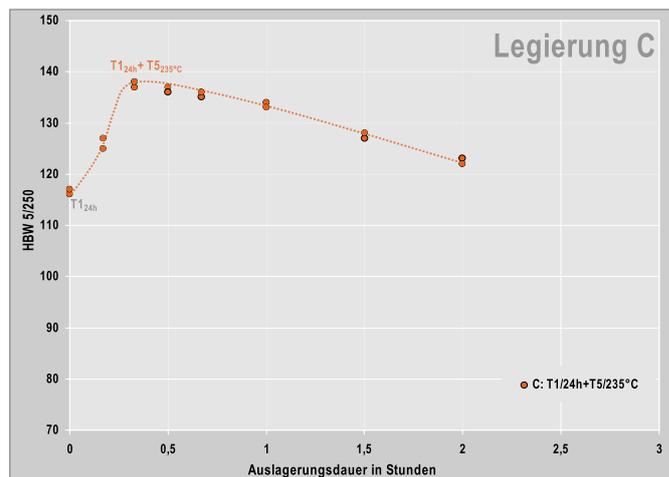


Bild 24: Legierung C, Härte in Abhängigkeit der Warmauslagerungsdauer bei 235°C, moderater Abfall der Härte bei Überalterung

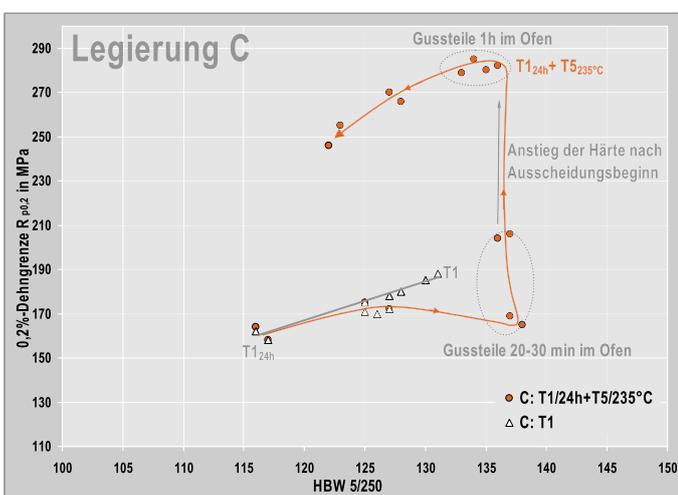


Bild 25: Legierung C, Dehngrenze ggü. Härte, in Abhängigkeit der Warmauslagerungsdauer bei 235°C, Anpassung der Ofenzeiten an die Praxisgegebenheiten

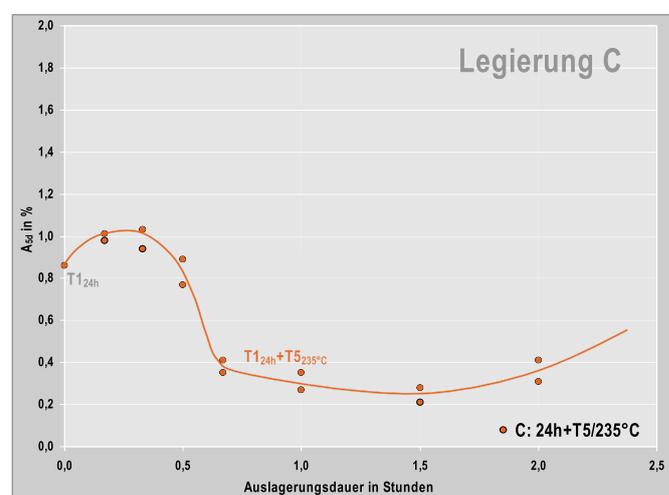


Bild 26: Legierung C, Bruchdehnung in Abhängigkeit der Warmauslagerungsdauer bei 235°C, Dehnungsminimum im Bereich des Festigkeitsmaximums

vermutet werden, dass – nach Betrachtung der Ausscheidungssequenz – eine Kombination von GPII- und Θ'' -Phasen günstiger ist als die Kombination von Θ'' - mit Θ' -Phasen. Dies äußert sich auch darin, dass bei längerer Auslagerungsdauer oder höherer Auslagerungstemperatur die Härtewerte rasch abfallen. Insbesondere wird diese These auch dadurch bestätigt, dass bei einer Auslagerungstemperatur von 150°C die Härtewerte auf konstantem Niveau bleiben bzw. sogar eine Tendenz eines leichten Anstiegs mit zunehmender Auslagerungsdauer zu erkennen ist (**Bild 20**). Im Festigkeitsmaximum bei 225°C und 2 Stunden liegen die Härtewerte bereits deutlich unter den zuvor durchlaufenen Härtemaxima, vor allem Legierung B verliert bereits nach ca. einer halben Stunde die Härte. Wie zuvor bei der Diskussion der Dehngrenzenkurven erwähnt, führt die auch vielfach in der Literatur vorgeschlagene Wärmebehandlung bei 225°C/3h bereits zu einem deutlichen Abfall der Härte.

Die Auswirkungen der Ausscheidungen bei der Legierung Al Si2Cu-NiMg hinsichtlich Dehngrenze und Härte lassen sich daher wie folgt annehmen:

- Eine günstige Kombination von GPII- und Θ'' -Phasen erhöht die Härte.
- Die optimale Einstellung eines ausgewogenen Θ'' - und Θ' -Phasenanteiles erhöht die Dehngrenze.
- Bezüglich des Magnesium-Gehaltes ist festzustellen, dass sich dieser – im Gegensatz zur Kaltauslagerung – bei einer Warmauslagerung nicht signifikant auswirkt.

- Die Starttemperatur für die Bildung der GPII-Phasen bei der Warmauslagerung liegt höher als 150°C, vermutlich im Temperaturbereich um 200°C.

In **Bild 21** und **Bild 22** sind die Verläufe der Dehnungen von Legierung A und B dargestellt. Legierung A fällt von ca. 1,8 % im weichen Gusszustand im Verlauf der Wärmebehandlung unabhängig von Zwischenlagerung oder Auslagerungstemperatur auf Dehnungen um ca. 0,3 – 0,4 % ab (d. h. das Minimum der Dehnung fällt in etwa mit dem Festigkeitsmaximum zusammen). Im Laufe der Überalterung steigen die Dehnungswerte wieder an.

Der Abfall der Dehnung bei Legierung B im Zuge der Warmauslagerung fällt noch deutlicher aus (auf rd. 0,2 %), zudem ist die Dehnung im weichen Ausgangszustand F mit rd. 1,0 % deutlich niedriger als bei Legierung A. Auch hier tritt eine Erholung der Dehnung im Laufe der Überalterung ein, wenngleich nicht in dem Maße wie sie bei Legierung A festzustellen ist. Als Ursache kann die Ausbildung von groben, intermetallischen Phasen bei dieser Legierungsvariante angenommen werden.

Aus Sicht der Dehnung ist daher, wie zu erwarten, Legierung A zu bevorzugen, bei hohen Härtewerten jedoch Legierung B. Bei reiner Kaltauslagerung und Einsatztemperaturen von unter 150°C liefert Legierung B mit über 120 HB sehr gute Härtewerte bei einer gleichzeitig hohen Dehngrenze von $R_{p0.2}$ um 180 MPa und noch akzeptablen Dehnungen um 1,0 %. Es erscheint plausibel, dass die Verschleißbe-

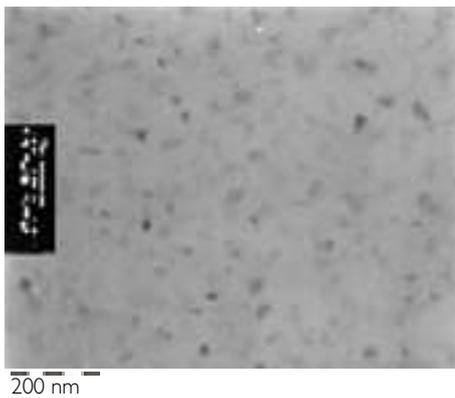


Bild 27: Legierung C, Zustand T124h+T5235°C: Hohe Ausscheidungsichte (GPII-Zonen und Q''-Phasen), Teilchen weisen Größen von 25 bis 50 nm auf.

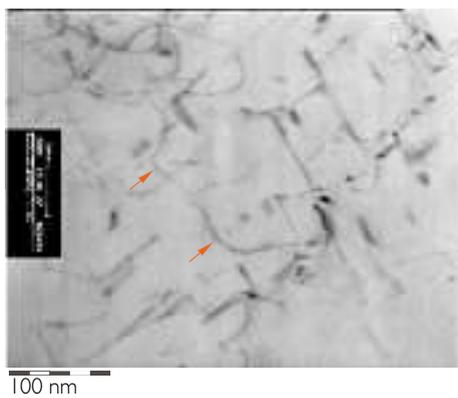


Bild 28: Legierung C, Zustand T1/24h+T5/235°C/1h (für 24 h bei Raumtemperatur zwischengelagert und anschließend bei 235°C für 1 h warmausgelagert), Aufstauen von Versetzungen an den Ausscheidungen

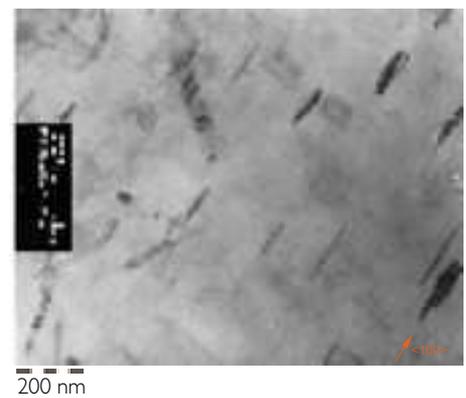


Bild 29: Legierung C, Zustand T1/24h+T5/235°C/2h (für 24 h bei Raumtemperatur zwischengelagert und anschließend bei 235°C für 2 h warmausgelagert): Teilchenwachstum bei längerer Auslagerungsdauer; Θ' - und Θ -Phasen, die stäbchenförmigen Ausscheidungen weisen Größen bis zu 200 nm auf.

ständigkeit bei der Legierungsvariante B eher besser ausfallen wird als bei Legierung A, da vermehrt nickelhaltige Phasen im Gefüge auftreten. Diese Vermutung wurde jedoch noch nicht näher untersucht und damit bestätigt.

Eine Optimierung der Legierung Al Si12CuNiMg zu ausgewogenen Festigkeits- und Dehnungsverhältnissen ist daher wenig sinnvoll, da beide Varianten bei einer Warmauslagerung einen sprunghaften Anstieg der Härte aufweisen bei einem gleichzeitigen Eintreten in Form eines sprunghaften Abfalls der Dehnung – diese zeigt eine Quasi-Versprödung. Diesem Verhalten kann nur durch sehr rasche Abkühlung und der damit verbundenen Bildung kleiner sekundärer Dendritenarmabstände (SDAS unter 10 μm) und der Ausbildung kleinster Korngrößen (unter 50 μm) entgegengewirkt werden, was aber in Gussteilen mit herkömmlichen Gießverfahren nicht darstellbar ist.

7.4 Ableitung der Legierung C aufgrund der Ergebnisse der Legierungen A und B

Die Auslagerungskurven der Varianten A und B haben gezeigt, dass die Forderungen nach hoher Dehngrenze und hoher, bleibender Härte bei gleichzeitig kurzer Wärmebehandlungsdauer nicht zu erreichen sind, die Durchführung einer Warmauslagerung aber eine deutliche Steigerung der mechanischen Eigenschaften bewirkt.

Ausgehend von einer praxisnahen Zwischenlagerungszeit zwischen Abguss und Warmauslagerung von ca. 24 Stunden wurde eine optimierte Variante C erschmolzen, bei der im Vergleich zu der Legierungsvariante A die Kupfer- und Magnesium-Gehalte angehoben wurden, damit eine höhere Keimbildung für die GPI-Zonen innerhalb einer 24-stündigen Zwischenlagerung vorliegt. Zugleich wurden eine Kornfeinung sowie Veredelung durchgeführt. Der Gehalt des teuren Legierungselementes Nickel wurde an der Untergrenze belassen, da kein signifikanter Effekt in Bezug auf die Beibehaltung der Härte nachgewiesen werden konnte. Aus den Kurvenverläufen der Warmauslagerung der Legierungsvarianten A und B konnte gefolgert werden, dass die optimale Temperatur für eine Warmauslagerung dieser Variante C bei 235°C liegen müsste.

Diese Legierung stellt somit einen Kompromiss für eine kurze Wärmebehandlungsdauer und niedrige Legierungskosten bei gleichzeitig zu erzielenden hohen 0,2%-Dehngrenzen und Härtewerten dar. Dabei wird in Kauf genommen, dass die Dehnung eher niedrig ausfallen wird, wobei hier nochmals erwähnt wird, dass eine angestrebte Verbesserung der Dehnung durch ein niedrigeres Fe/Mn-Verhältnis nicht Erfolg versprechend sein wird. Nachfolgend sind in den **Bildern 23 bis 25** in Analogie zu den Legierungsvarianten A und B die Ergebnisse der Warmauslagerung für $R_{p0,2}$ -Härte und Bruchdehnung angeführt.

Die optimierte Variante zeichnet sich durch einen raschen und unmittelbaren Härteanstieg aus, der nach ca. 30 min Warmauslagerungsdauer bei 235°C eintritt (**Bild 24**), der nachfolgende Abfall der

Härte fällt moderat aus. Für die Anpassung der Wärmebehandlung bedeutet dies, dass Seriengussteile mit ähnlicher Wanddicke wie die getrennt gegossenen Kokillenstäbe relativ genau nach einer Stunde ab dem Einlegen in den Ofen entnommen werden müssen. In dieser Zeit ist dann aber bereits die Aufwärmung und Durchwärmung der Gussteile inkludiert. Damit wird eine Kombination einer $R_{p0,2}$ von über 280 MPa (**Bild 23**) bei einer Härte von HB 135 erzielt. Der Verlauf der Warmauslagerung ist als $R_{p0,2}$ -Härte-Diagramm in **Bild 25** dargestellt. Bei Durchführung einer Warmauslagerung steigen die Dehngrenze und die Härte somit an, die Dehnung sinkt aber sofort ab, es tritt also auch bei Legierung C eine Quasi-Versprödung auf.

Die Bruchdehnung ist für den geplanten Verwendungszweck wenig relevant und beträgt rd. 0,3 % (**Bild 26**). Gegenüber der Ausgangsvariante A mit normkonformer Zusammensetzung ist somit eine Einsparung von über zwei Stunden an Wärmebehandlungszeit bei gleichzeitiger Erhöhung der Härte um 12,5 % bzw. auch eine Einengung der Streuung der Härte möglich.

7.5 TEM-Untersuchung der warmausgelagerten Proben

Die Untersuchung erfolgte an Proben der Legierung C, die bei einer Stunde und 235°C (T1/24h + T5/235°C) und 2 Stunden bei 235°C warmausgelagert wurden. Bei der Warmauslagerung wandeln sich die GPI- in GPII-Zonen (semikohärent) und in Θ'' -Phasen (vollkohärent, metastabil) um, wobei diese aufgrund der Diffusion wachsen und, wie in **Bild 27** gezeigt, nun eine Größenordnung von 25 bis 50 nm aufweisen. Hierbei stauen sich bereits die Versetzungen an den größeren Ausscheidungen (**Bild 28**) und versuchen, diese unter Bildung eines Versetzungsringes zu umgehen.

Bei zwei Stunden Auslagerungsdauer haben sich dann die meisten Θ'' - in Θ' -Phasen umgewandelt bzw. tritt bereits auch die stabile und kohärente Modifikation in Form der Θ -Phase auf, wobei es sich bei letzteren um Stäbchen längs der $\langle 100 \rangle$ -Matrix handelt, die Größenordnungen von 200 nm aufweisen (**Bild 29**). Die Ergebnisse der TEM-Untersuchung spiegeln daher sehr gut die theoretischen Grundlagen der Ausscheidungssequenz wieder.

8. Zusammenfassung

Die Kolbengusslegierung Al Si12CuNiMg zeichnet sich durch hohe Festigkeitseigenschaften und hohe Härte bei gleichzeitig guten Verschleißseigenschaften aus. Die Dehnungen sind für viele Anwendungen nicht von Relevanz und erreichen kaum Werte über 1 %. Die höchsten mechanischen Eigenschaften werden durch eine gezielte Wärmebehandlung erreicht. Es wurden getrennt gegossene Kokillenguss-Probestäbe und Bauteile aus Varianten der Legierung Al Si12CuNiMg hergestellt und die statischen mechanischen Eigenschaften nach einer

Kaltauslagerung bzw. einer Zwischenlagerung mit nachfolgender T5-Wärmebehandlung ermittelt.

Aus den Ergebnissen der Kaltauslagerung konnten folgende Schlussfolgerungen abgeleitet werden:

- Durch eine Strontium-Veredelung weist die Legierung Al Si12Cu-NiMg hinsichtlich des Gießverhaltens und der Erstarrungsmorphologie ein ähnlich gutes Verhalten wie naheutektische Aluminium-Silizium-Legierungen auf und zeichnet sich durch eine signifikant bessere Bearbeitbarkeit als übereutektische Legierungen aus.
- Der Zusatz eines Kornfeinungsmittels bewirkt eine deutliche Verkleinerung der Korngröße, was sich ebenfalls positiv hinsichtlich des Erstarrungsverhaltens und der statischen mechanischen Eigenschaften auswirkt.
- Die für eine vollständige Kaltaushärtung benötigte Lagerdauer bei Raumtemperatur beträgt ca. 8 Tage. Die Festigkeitssteigerung ist dabei vor allem auf die Gitterverzerrung infolge der gleichmäßig verteilten und kleinen Ausscheidungen zurückzuführen (GPI-Zonen), die Kohärenzspannungsfelder hervorrufen und somit die Versetzungsbewegung erschweren.

Aus den Ergebnissen der Zwischenlagerung mit nachfolgender T5-Warmauslagerung lässt sich ableiten:

- Die für die Bildung der festigkeitssteigernden Ausscheidungen notwendige Starttemperatur für eine T5-Wärmebehandlung liegt über 150°C.
- Eine Zwischenlagerung und die damit verbundene Bildung einer hohen GPI-Zonendichte wirken sich positiv auf die mechanischen Eigenschaften bei einer nachfolgenden T5-Wärmebehandlung aus.
- Bei längeren Auslagerungszeiten zeigen alle Legierungsvarianten der Al Si12CuNiMg einen ausgeprägten Überalterungseffekt, der sich in einem Abfall der Dehngrenze und der Härte äußert.
- Bei optimierter Zusammensetzung (Cu, Mg, Ni, Si) und geeigneter Wahl der Auslagerungstemperatur werden die höchsten Festigkeitseigenschaften und Oberflächenhärten bereits nach kurzer Auslagerungsdauer erzielt (Legierungsvariante C, 235°C, 45 min). Eine günstige Kombination in der Verteilung von GPII- und Θ'' -Phasen erhöht dabei die Härte. Die optimale Einstellung eines ausgewogenen Θ'' - und Θ' -Phasenanteiles erhöht die Dehngrenze.

Gegenüber den in Empfehlungen der Legierungshersteller angegebenen Zeitdauern für eine T5-Wärmebehandlung kann eine deutliche Verkürzung und damit Kosteneinsparung erzielt werden, wobei die in der Norm EN 1706 für AC-48000 genannten Mindestwerte für Oberflächenhärte, 0,2%-Dehngrenze und Zugfestigkeit deutlich übertroffen werden.

Die Autoren danken der Österreichischen Forschungsförderungsgesellschaft für die Unterstützung der vorliegenden Arbeit im Rahmen des Förderprogrammes Prokis⁰⁷.

Literatur

[1] K. Bing, W. Sander: Kolben für Hochleistungsmotoren – Herausforderung für die Gießtechnik, Gießerei-Praxis, 2005, Nr. 10, S. 373-379.

[2] EN 1706:1998, Aluminium und Aluminiumlegierungen, Gussstücke, Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften, CEN Europäisches Komitee für Normung, Brüssel, März 1998, Referenz Nr. EN 1706:1998 D.

[3] Aluminium-Gusslegierungen, Aleris Recycling (German Works) GmbH, 3. Auflage, 2004.

[4] Hüttenaluminium-Gusslegierungen, Aluminium Rheinfelden GmbH, Ausgabe 6, 2. Auflage, November 1994.

[5] Aluminium-Gusslegierungen, Legierungsprospekt, SAG Aluminium Lend GmbH.

[6] J. Qiao, X. Liu, X. Bian, X. Liu., Relationship between microstructures and contents of Ca/P in near-eutectic Al-Si piston alloys, Materials Letters 2005 (59), S.1790-1794.

[7] R. Li, D. Li, Y. Zhao, L. He, C. Li, H. Guan, et al., Age-hardening behavior of cast Al-Si base alloy, Materials Letters 2004 (58), S. 2096-2101.

[8] J. Krol, The precipitation strengthening of directionally solidified Al-Si-Cu alloys, Materials Science Engineering A 1997 (169), S. 234-236.

[9] W. Reif, S. Yu, J. Dutkiewicz, R. Ciach, J. Krol, Pre-ageing of AlSiCuMg alloys in relation to structure and mechanical properties, Materials Design, Vol. 18, 1997, S. 253-256.

[10] S. Lu, A. Hellawell, Light Metals (1995), S. 989-993.

[11] L. Bäckerud, G. Chai, J. Tamminen, Solidification characteristics of aluminium alloys, Foundry alloys, Vol. 2. Des Plaines: AFS/Skanaluminium; 1990.

[12] M. Zeren, The effect of heat-treatment on aluminum-based piston alloys, Materials and Design 28 (2007), S. 2511-2517.

[13] N.A. Belov, D.G. Eskin, N.N. Avxentjeva, Constituent phase diagrams of the Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys, Acta Materialia 53 (2005), S. 4709-4722.

[14] H. Rockenschaub, R. Gschwandtner, A. Holzinger, J. Mikota, I. Topic, Charakterisierung der Kolbengusslegierung Al Si12CuNiMg – Teil 1, Gießerei-Praxis, 1-2, 2008, S. 13-25.

[15] M. Zeren, Effect of copper and silicon content on mechanical properties in Al-Cu-Si-Mg alloys, Journal of Materials Processing Technology 2005; 169, S. 292-298.

[16] H. A. Holl, Journal of the Institute of Metals 93 (1965), S. 364 ff.

[17] G. W. Lorimer, R. B. Nicholson, Acta Metallurgica 14 (1966), S. 1009 ff.

[18] D. W. Pashley, M. H. Jacobs, J. T. Vietz, Philosophic Magazine 16 (1967), S. 51 ff.

[19] W. Sha, Z. Guo, Quantification of precipitate fraction in Al-Si-Cu alloys, Materials Science Engineering A 2005 (392), S. 449-452.

[20] W. Gerstlauer, M. Franchini, Praktische Metallografie 6 (1969), S. 623 ff.

[21] M. Zeren, The effect of heat-treatment on aluminum-based piston alloys, Materials and Design 28 (2007), S. 2511-2517.

[22] G. Geier, T. Pabel, H. Rockenschaub, M. Hopfinger, „Improved mechanical properties of the high pressure die casting alloy Al Si9Cu3(Fe)(Zn) as a result of the combination of natural and artificial ageing“, International Journal of Materials Research, Volume 98, 6/2007, S. 516-520.

[23] H. Rockenschaub, T. Pabel, G. Geier, H. Holzer, M. Hopfinger, Neue Wärmebehandlung für beste mechanische Eigenschaften im Aluminium-Druckguss, Giesserei 93, 07/2006, S. 20-33.

[24] D. Altenpohl: Aluminium von innen betrachtet, Aluminium-Verlag, Düsseldorf 1979.

[25] Aluminium-Taschenbuch, Band 2, Aluminium Verlag, Düsseldorf 1999, 15. Auflage.

[26] M.F. Ashby, D.R.H. Jones, Engineering Materials 2, Butterworth Heinemann, Oxford, 1998

[27] J.M. Silcock: J. Inst. Met., Vol 89, 1960, S.203 – 210.

[28] E. Hornbogen, H. Warlimont: Metallkunde, Aufbau und Eigenschaften von Metallen und Legierungen; 4. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1991.

[29] W. Sha, Z. Guo, Quantification of precipitate fraction in Al-Si-Cu alloys. Materials Science Engineering A 2005 (392), S. 449-452.

[30] H. Rockenschaub, T. Pabel, G. Geier, M. Hopfinger, „Beschleunigung der Auslagerungsvorgänge der Druckgusslegierung Al Si9Cu3(Fe) bei gleichzeitiger Erhöhung der mechanischen Eigenschaften – Teil 1“, Druckguss-Praxis, 3/2005, S. 95-104.

[31] T. Pabel, H. Rockenschaub, G. Geier, M. Hopfinger, G. Kothleitner, „Beschleunigung der Auslagerungsvorgänge der Druckgusslegierung Al Si9Cu3(Fe) bei gleichzeitiger Erhöhung der mechanischen Eigenschaften – Teil 2“, Druckguss-Praxis, 4/2005, S. 137-146.

[32] G. Geier, T. Pabel, H. Rockenschaub, M. Hopfinger, „Improved mechanical properties of the high pressure die casting alloy Al Si9Cu3(Fe)(Zn) as a result of the combination of natural and artificial ageing“, International Journal of Materials Research, Volume 98, 6/2007, S. 516-520.

[33] T. Pabel, H. Rockenschaub, G. Geier, M. Hopfinger, „Auswirkungen einer Kombination von Kalt- mit Warmauslagerung auf die mechanischen Eigenschaften der Druckgusslegierung Al Si9Cu3(Fe)(Zn)“, Druckguss-Praxis 01/2007, S. 33-41.

[34] O. Kessler, Ausscheidungshärtung von Aluminium-Legierungen, Der Wärmebehandlungsmarkt 3/2001, S. 5-8.

Kontaktadresse:

Österreichisches Gießerei-Institut
 A-8700 Leoben, Parkstraße 21
 Tel.: +43 (0)3842 43101 0, Fax:43101 1
 E-Mail: office.ogi@unileoben.ac.at

Wirkung von Kühlkokillen im Sandguss auf Gefüge und mechanische Eigenschaften der Legierung EN AC-AI Si7Mg

Influence of Chill Plates on Microstructure and Mechanical Properties of Sandcast Al-Alloy EN AC-AISi7Mg



Dipl.-Ing. Thomas Pabel, nach der Maschinenbau-Ingenieurausbildung an der HTL in Kapfenberg Studium der Werkstoffwissenschaften an der Montanuniversität Leoben.

Seit 2001 wissenschaftlicher Sachbearbeiter am Österreichischen Gießerei-Institut in Leoben: in der Abteilung Nichteisenguss als Schadensanalytiker; in der Werkstoffentwicklung und als Weiterbildungsbeauftragter.

Dipl.-Ing. Gerhard Schindelbacher

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



soft 4.4 durchgeführte Formfüllungs- und Erstarrungssimulation zeigte für die verschiedenen Geometrien den Wirkungsbereich der Kühlkokillen auf die Erstarrungsgeschwindigkeit.

Ausgehend von den Ergebnissen der Simulation erfolgte die Selektion der effektivsten Probenform. Die in **Abb. 1** dargestellte Geometrie sollte näherungsweise Verhältnisse schaffen, wie sie beim Abguss eines Kurbelgehäuses in der Hauptlagerwand auftreten.

Für die Formen wurde bentonitgebundener Sand verwendet, als Kerne kamen Cold-Box-Kerne, Chromitsandkerne bzw. eine Kühlkokille aus GJL200 zum Einsatz.

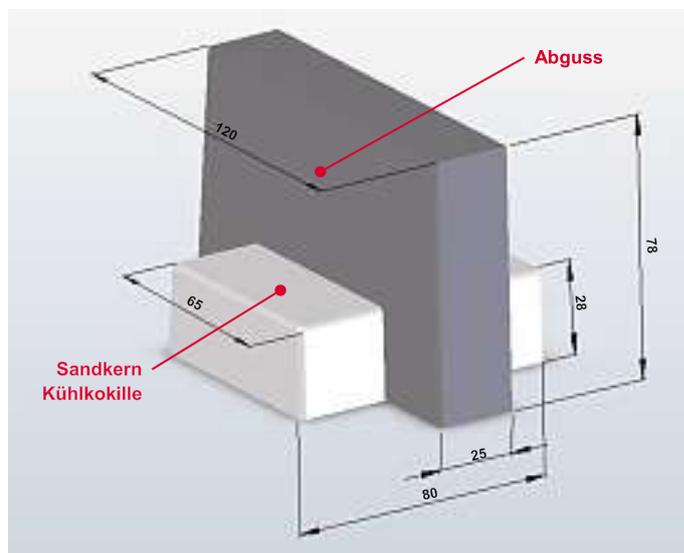


Abb. 1: 3D-Modell der Probengeometrie

Einleitung

Steigende Leistungsdichten, speziell im Motorenbau, führen dazu, dass Gussbauteile aus Aluminiumlegierungen, wie beispielsweise Zylinderköpfe oder Kurbelgehäuse, zunehmend an die Grenze ihrer Belastbarkeit stoßen.

Die für die Zukunft prognostizierten Leistungssteigerungen (z. B. Einspritzdrücke von 2.000 bar) sind nur realisierbar, wenn es gelingt, die statischen mechanischen Eigenschaften (Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung) und die dynamischen mechanischen Eigenschaften (Schwingfestigkeit und Betriebsfestigkeit) für Aluminiumlegierungen zu verbessern. Die Aluminiumlegierungen stehen hier im Wettbewerb mit anderen Werkstoffen und laufen Gefahr Marktanteile zu verlieren, falls es nicht gelingt, die neuen Herausforderungen zu erfüllen.

Eine Möglichkeit, die Festigkeit von Sandgussteilen gezielt lokal zu erhöhen, ist der Einsatz von Kühlkokillen (Kühleisen, Schreckplatten). Hierbei werden Formstoff und/oder Sandkerne partiell durch Kokillen aus Grauguss ersetzt. Die bessere Temperatur- und Wärmeleitfähigkeit dieser Kokillen gegenüber herkömmlichen Formstoffen führt zu einer schnelleren Erstarrung der Schmelze im Einflussbereich der Kokille. Diese beschleunigte Abkühlung sorgt für ein lokal feineres Gefüge mit geringerer Porosität und daraus resultierend für verbesserte statische und dynamische Werkstoffeigenschaften.

Ziele

Ziel der am Österreichischen Gießerei-Institut durchgeführten Untersuchungen war eine exakte Dokumentation des Einflussbereiches solcher Kühlkokillen und ihre Auswirkung auf die Werkstoffkennwerte. Durch das Zusammenwirken von Simulation, metallographischer Untersuchung sowie statischer und dynamischer Werkstoffprüfung gelingt es, eine Korrelation zwischen Abkühlgeschwindigkeit, der lokalen Gefügeausbildung (Sekundärdendritenarmabstand) und den mechanischen Kennwerten zu ermitteln.

Versuchsablauf

Probengeometrie

In der ersten Projektphase fand die Konstruktion von verschiedenen Probengeometrien, welche in der Praxis eingesetzten Gussbauteilen nachempfunden und angenähert wurden, statt. Die mittels MAGMA-

Simulation

In der Simulation sind signifikante Unterschiede hinsichtlich der lokalen Erstarrungszeiten ersichtlich. Die Probe mit eingelegtem Sandkern erstarrt sehr langsam und gleichmäßig, die Erstarrungszeit beträgt rd. 300 s (**Abb. 2**).



Abb. 2: Erstarrungssimulation für Abgüsse mit einem Sandkern; die Farbgebung gibt die lokale Erstarrungszeit an

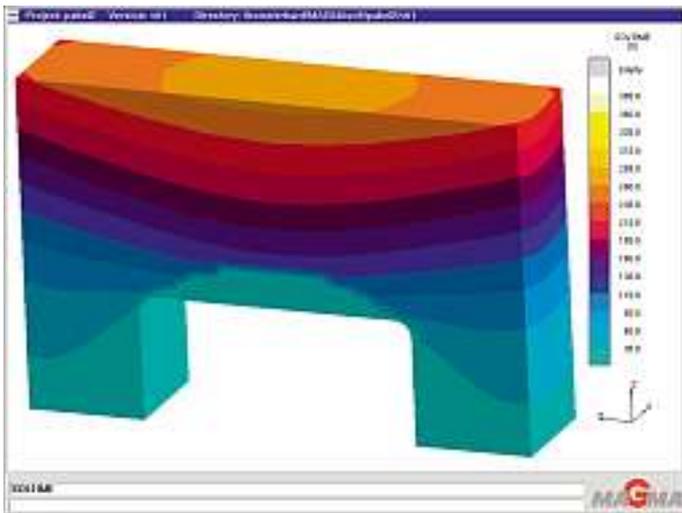


Abb. 3: Erstarrungssimulation für Abgüsse mit einer Kühlkokille; die Farbcolorierung gibt die lokale Erstarrungszeit an

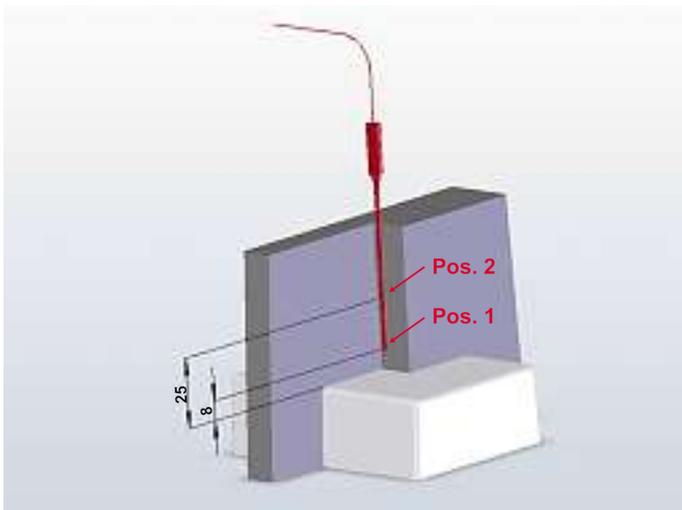


Abb. 4: Fiktive Thermoelemente in verschiedenen Abständen zur Kühlkokille bzw. zum Sandkern zur Simulation der lokalen Erstarrungszeit

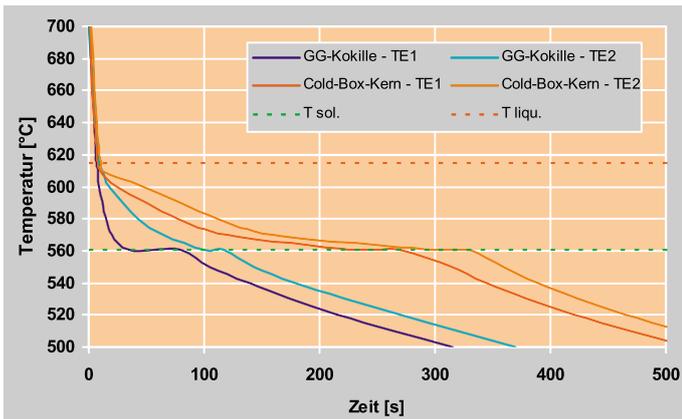


Abb. 5: Simulation der lokalen Erstarrungszeiten an den Positionen 1 und 2 für den Abguss mit einer Kühlkokille und für den Abguß mit einem Sandkern

Andererseits beeinflusst die Verwendung einer Kühlkokille weite Teile der Probe. Ausgehend von der Kokille, wo die Erstarrung bereits nach weniger als 35 s abgeschlossen ist, bilden sich annähernd parallel ausgebildete Zonen mit unterschiedlichen Erstarrungszeiten (Abb. 3). Der große Unterschied in der lokalen Erstarrungszeit ist die Folge unterschiedlicher thermophysikalischer Eigenschaften von Kühlkokille und Sandkern. So beträgt die Temperaturleitfähigkeit bei 400°C für die Kühlkokille aus Grauguss 8,8 mm²/s und jene für Cold-Box-Kerne lediglich 0,45 mm²/s. Diese lokal und temporär verschie-

denen Abkühlungsraten werden sich in der angeschlossenen metallographischen Untersuchung in Form eines ausgeprägten Gradientengefüges widerspiegeln.

Für die Simulation der lokalen Erstarrungszeit wurden im Bauteil zwei fiktive Thermoelemente (Abb. 4) an jenen Stellen platziert, an denen im weiteren Verlauf die Proben für die Ermittlung der statischen und dynamischen Eigenschaften entnommen wurden (Abb. 5).

Abguss

Zur praktischen Umsetzung erfolgte die Anfertigung einer Formplatte. Die Speiser und Anschnitte wurden nach Nielsen berechnet. In jedem Formkasten konnten sechs Proben, jeweils drei mit Sandkern und drei mit Kühlkokille, platziert werden. Das Abformen der Kästen erfolgte auf einer Shuttle-Impact-Formanlage.

Als Legierung wurde eine handelsübliche, mit Strontium dauerveredelte, Primärlegierung EN AC-AI Si7Mg0,3 verwendet. Alle abgegossenen Proben wurden T6-wärmebehandelt.

Für die Wärmebehandlung wurden folgende Parameter gewählt:

- Lösungsglühen: 535°C, 3 Stunden
- Abschrecken in Wasser (RT)
- Warmauslagern 165°C, 8 Stunden
- anschließend Ofenabkühlung

In Abb. 6 sind die Schlißlagen für die metallographischen Untersuchungen und Entnahmestellen der Zugstäbe und der Proben für die Umlaufbiegewechselprüfung eingezeichnet.

Metallographische Untersuchungen

Der Haupteinflussfaktor auf den Sekundärdendritenarmabstand (SDAS) und somit auf die Feinheit des Gefüges ist die Abkühlgeschwindigkeit. Der Einsatz von Kernen mit besserer Wärmeleitfähigkeit (Kühlkokille, Chromitsandkern) sorgt lokal für kürzere Erstarrungszeiten und führt dadurch zu einem Gradientengefüge, d. h. zu unterschiedlichen Dendritenarmabständen in Abhängigkeit von der Entfernung zum Kern.

Zur Bestimmung der Gefügestruktur wurde ein metallographischer Schliff über den gesamten Probenquerschnitt angefertigt. Die polierten Proben wurden mit Keller'scher Reagenzlösung geätzt, das Mikrogefüge beurteilt und in Abständen von jeweils 5 mm, ausgehend vom Kern bzw. der Kühlkokille, die mittleren SDAS mittels quantitativem Bildanalyseprogramm (AnalySISFIVE) ermittelt.

Das Mikrogefüge ist charakteristisch für eine untereutektische AlSi-Legierung und besteht aus dem hellen α-Primärmischkristall und dem (α+Si)-Eutektikum (Abbn. 7 und 8). Im Gefüge finden sich nur vereinzelt eisenreiche Ausscheidungen in Form von Nadeln Al₅FeSi und

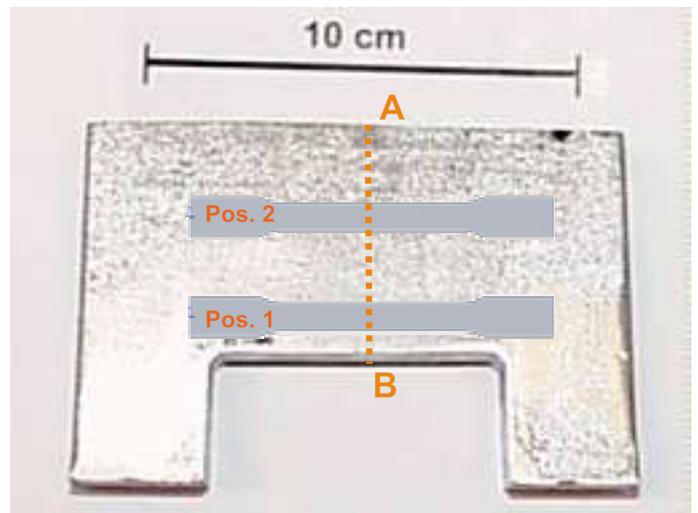


Abb. 6: Schlißlage (AB) für metallographische Untersuchungen und Position für die Entnahme von Zugstäben und Proben für die Umlaufbiegewechselprüfung



Abb. 7: Abguss mit Kühlekokille, Mikrogefüge 5 mm vom Rand, SDAS = 20 μm

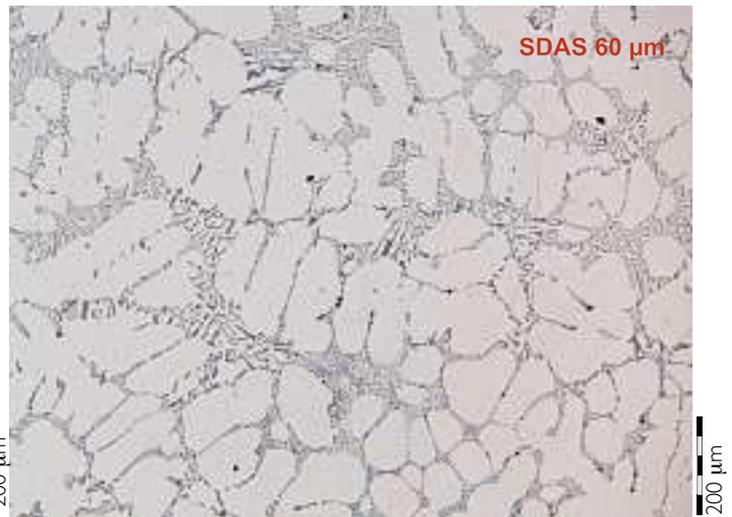


Abb. 8: Abguss mit Sandkern, Mikrogefüge 5 mm vom Rand, SDAS = 60 μm

in „chinese script form“ $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$. Das eutektische Silizium ist bei den Abgüsse mit der Kühlekokille sehr fein ausgebildet und optimal veredelt. Die Abgüsse mit Sandkern haben im Vergleich dazu ein deutlich gröberes Eutektikum, die Si-Phase ist partiell unterveredelt. Die Ursache für die unterschiedliche Ausbildung des eutektischen Siliziums ist in den unterschiedlichen Erstarrungsgeschwindigkeiten begründet. Bei identem Strontium Gehalt begünstigt die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit die Veredelung des Eutektikums.

Sehr groß sind die Unterschiede für den Sekundärdendritenarmabstand in Abhängigkeit vom Kernmaterial und dem Abstand vom Kern (Abb. 9). Proben, in die Kühlekokillen als Kern eingelegt waren, zeigten eine deutliche Abhängigkeit des Gefüges von der lokalen Erstarrungszeit. Der SDAS verringerte sich mit steigender Abkühlrate deutlich und betrug in unmittelbarer Nähe zur Kokille nur noch ca. 20 μm (Abb. 7). Der Einfluss dieser Kühlekokillen war bis zu einer Entfernung von 40 mm vom Kern deutlich in Form eines Gradientengefüges nachweisbar. Für Proben mit eingelegtem Quarzsandkern konnte keine Ortsabhängigkeit des SDAS festgestellt werden. Die Abkühlung erfolgte in diesem Fall langsam und gleichmäßig, die Dendritenarmabstände sind groß und konstant (rd. 60 μm, siehe Abb. 8).

Auch die Proben mit Chromitsandkern hatten in Kernnähe im Vergleich zu Proben mit Cold-Box-Kernen ein feineres Gefüge. Der Effekt dieser Kerne war - sowohl hinsichtlich einer Verkleinerung der Dendritenarmabstände als auch in der Tiefenwirkung - deutlich geringer als bei Proben mit Grauguss-Kokillen.

Die lokale Erstarrungszeit T_E bestimmt über den Zusammenhang $SDAS = k \cdot T_E^{1/3}$ (wobei k eine Werkstoffkonstante ist) maßgeblich den Sekundärdendritenarmabstand SDAS. Ein geringer SDAS führt im Allgemeinen zu guten statischen und dynamischen mechanischen

Eigenschaften. Setzt man Ergebnisse der Simulation für die lokale Erstarrungszeit für Abgüsse mit Kühlekokillen und Sandkern in die obige Formel ein, so ergibt sich für die Sekundärdendritenarmabstände ein Verhältnis von ca. 1:2,3. Vergleicht man dazu die bildanalytisch gemessenen Werte, so beträgt die Relation 20:60 bzw. 1:3. Es zeigt sich also, dass die auf Empirie basierende Gleichung für eine näherungsweise Bestimmung des SDAS durchaus geeignet ist.

Statische Werkstoffprüfung

Aus den Zugstäben nach DIN 50.125 der Form B 8x40 mm wurden im Zugversuch auf einer Universalprüfmaschine die Zugfestigkeit R_m ,

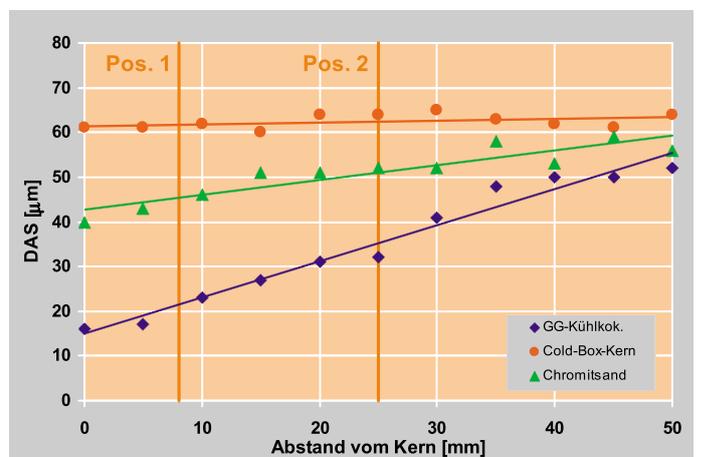


Abb. 9: Sekundärdendritenarmabstand (SDAS) in Abhängigkeit von der Entfernung zum Kern

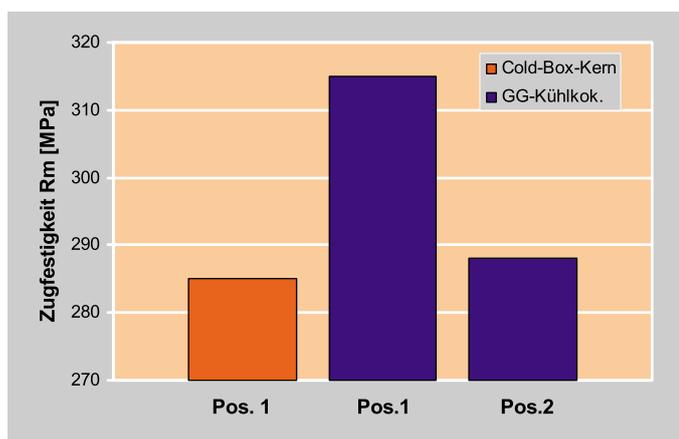


Abb. 10: Anstieg der Zugfestigkeit durch den Einsatz von Kühlekokillen

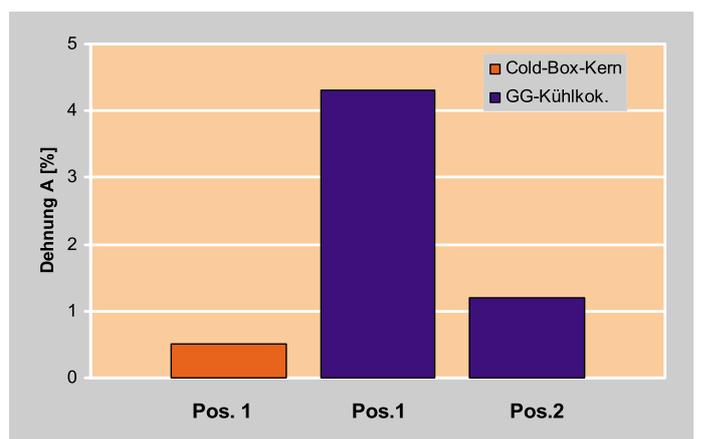


Abb. 11: Anstieg der Bruchdehnung durch den Einsatz von Kühlekokillen

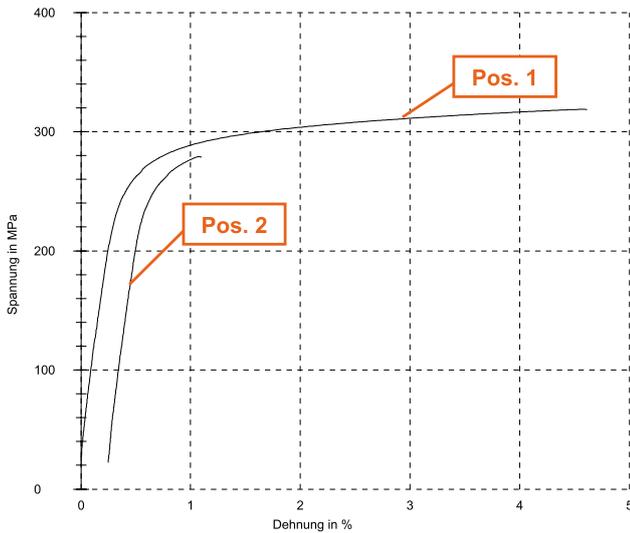


Abb. 12: α - ϵ Diagramm für Zugproben aus Abgüssen mit Kühlkokillen. Abhängigkeit der mechanischen Kennwerte von der Entfernung zur Kühlkokille

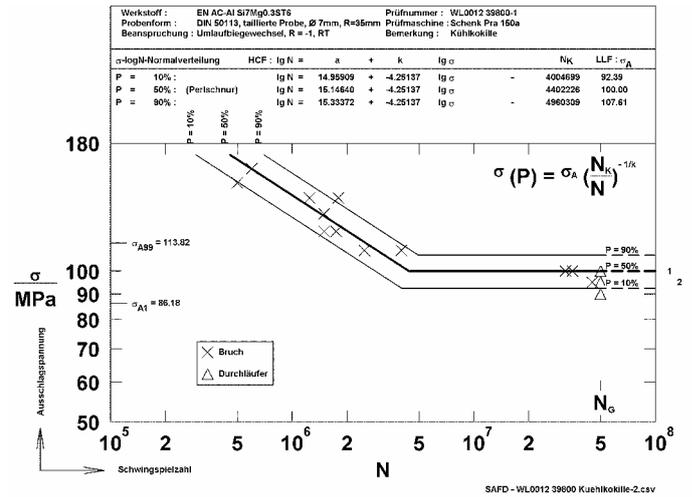


Abb. 13: Wöhlerkurve aus der Umlaufbiegewechselprüfung für Proben aus Abgüssen mit einer Kokille und mit Berechnung der Versagenswahrscheinlichkeiten über die Normalverteilung

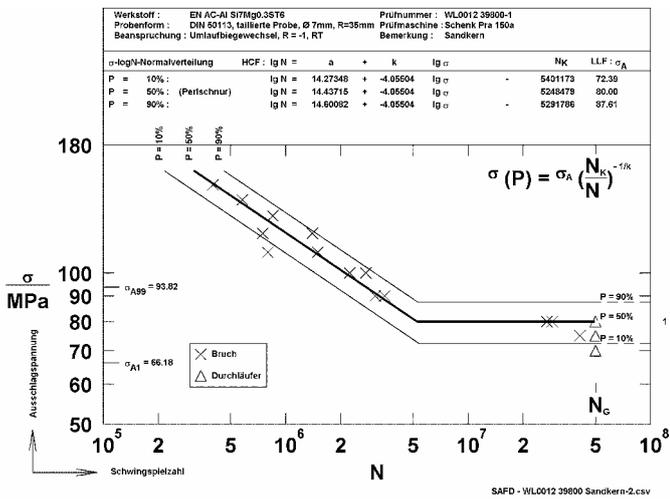


Abb. 14: Wöhlerkurve aus der Umlaufbiegewechselprüfung für Proben aus Abgüssen mit einem Sandkern und mit Berechnung der Versagenswahrscheinlichkeiten über die Normalverteilung

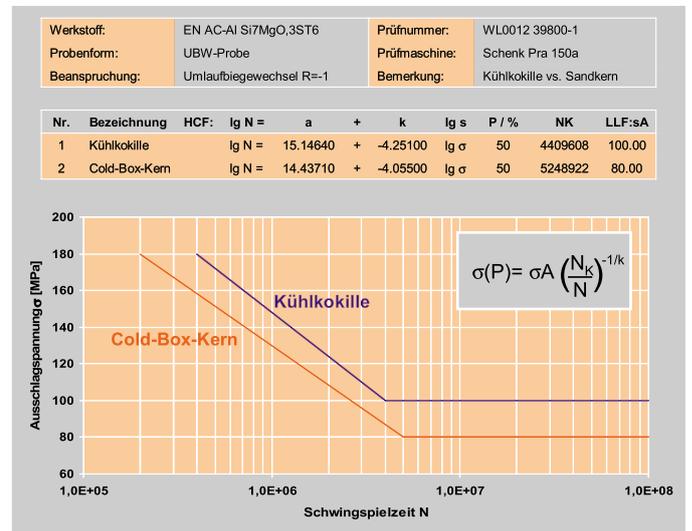


Abb. 15: Vergleich der Wöhlerkurven (50 % Versagenswahrscheinlichkeit) für Proben aus Abgüssen mit einer Kühlkokille bzw. mit einem Sandkern

die 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2\%}$ sowie die Bruchdehnung A_{5d} bei Raumtemperatur bestimmt.

Die Ergebnisse der Zugprüfung zeigen deutlich den Konnex zwischen lokaler Erstarrungszeit, Sekundärdendritenarmabstand und den mechanischen Kennwerten. Proben, die in unmittelbarer Nähe zur Kühlkokille entnommen wurden (Position I) haben die höchsten Werte für die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung. Die Zugfestigkeit konnte um ca. 10 % erhöht werden, die Dehnung stieg von einem niedrigen Ausgangsniveau (0,5 %) auf 4,3 %. Die Ergebnisse sind in den **Abbn. 10 und 11** dargestellt. Mit wachsender Entfernung nimmt die Wirkung der Kühlkokille ab und die mechanischen Eigenschaften nähern sich, in Analogie zum Sekundärdendritenarmabstand, jenen der Proben mit Sandkern. Die **Abb. 12** zeigt den Vergleich der beiden Spannungsdehnungskurven in Abhängigkeit vom Abstand zur Kühlkokille und somit auch des SDAS.

Dynamische Werkstoffprüfung

Aus den Abgüssen wurden Proben für die Umlaufbiegewechselprüfungen (Spannungsverhältnis $R=-1$) nach DIN 50.113 ausgearbeitet und auf unterschiedlichen Lastniveaus geprüft. Die Werte aus den Schwingversuchen wurden mit der statistischen Software SAFD 5.5 (**S**tatistical **A**nalysis of **F**atigue **D**ata) ausgewertet.

Die Software berechnet aus den Untersuchungsdaten ein Wöhlerdiagramm. Dabei werden im Zeitfestigkeitsbereich ausschließlich die Probenbrüche bzw. Probenrisse betrachtet. Die Bruchwahrscheinlichkeit wird hier als Funktion der Bruchschwingzahl ermittelt.

Im Übergangsbereich zur Schwingfestigkeit geht die Bruchwahrscheinlichkeit bei bestimmter Lastwechselzahl als Funktion der Beanspruchung ein. Die Ergebnisse aus den spannungskontrollierten Schwingversuchen wurden aufgrund der Probenanzahl und der Lastniveaus mittels Perlschnurverfahrens und σ -logN-Normalverteilung im Wöhlerdiagramm (**Abbn. 13 und 14**) mit Wahrscheinlichkeitsverteilung dargestellt. Es wurde je eine Wöhlerkurve für Abgüsse mit Kühlkokille bzw. mit Sandkern bei unterschiedlichen Versagenswahrscheinlichkeiten berechnet.

Wie bei der statischen Werkstoffprüfung zeigte sich auch für die Dauerfestigkeit eine starke Abhängigkeit von der Art der eingelegten Kerne. Die Proben mit Kühlkokille erreichen eine Dauerfestigkeit von rd. ± 100 MPa, während jene mit Quarzsandkern nur ca. ± 80 MPa erzielen (**Abb. 15**).

Die Steigerung in der Dauerfestigkeit durch den Einsatz von Kühlkokillen anstelle von Sandkernen beträgt somit 25 % im Einflussbereich der Kokille.

Fügt man die Resultate aus den metallographischen Untersuchungen und die Ergebnisse der statischen und dynamischen Werkstoffprüfung zusammen, so kommt man zu der in **Abb. 16** dargestellten Abhängigkeit der Zugfestigkeit und der Schwingfestigkeit vom Sekundärdendritenarmabstand.

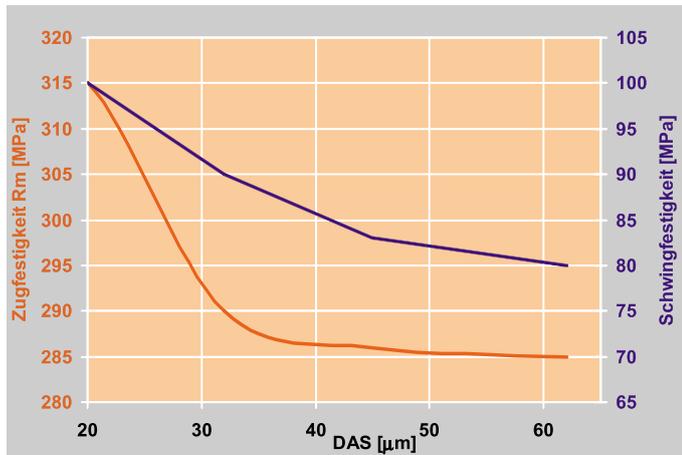


Abb. 16: Abhängigkeit der Zugfestigkeit und der Schwingfestigkeit vom Sekundärdendritenarmabstand

Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Im Zuge einer umfangreichen Versuchsserie konnten die positiven Auswirkungen der höheren Abkühlrate durch den Einsatz von Kühlkokillen und daraus resultierend, eines kleineren Sekundärdendritenarmabstandes (SDAS), auf die statischen und dynamischen Werkstoffkennwerte nachgewiesen und der Einflussbereich der Kühlkokillen bestimmt werden.

Für die Untersuchung einer Korrelation zwischen Gefügeparametern und mechanischen Eigenschaften wurden verschiedene, an praxisnahe Bauteile angenäherte, Probengeometrien getestet. Mittels Simulation konnten die Möglichkeiten der Modifikation von Gefügeparametern durch geänderte Abkühlbedingungen vorausgesagt werden. Der

Einsatz von GG-Kühlkokillen anstelle herkömmlicher Sandkerne verringert lokal die Erstarrungszeiten durch eine bessere Wärmeleitung und erzeugt infolge ein feineres Gefüge mit verbesserten mechanischen Eigenschaften.

Bereits die ersten Ergebnisse der Simulation zeigten den großen Einfluss solcher Kühlkokillen auf die Abkühlrate. Im Besonderen wird die Verweildauer im Zweiphasengebiet zwischen Liquidus- und Solidustemperatur deutlich reduziert. Kürzere Erstarrungszeiten sorgen im Einflussbereich der Kühlkokille für ein feineres Gefüge (geringere Sekundärdendritenarmabstände) und es kommt zur Ausbildung eines Gradientengefüges in Abhängigkeit vom Abstand zum Kern.

Die von der Simulation errechneten und im Vorfeld in diesem Ausmaß nicht erwartete Tiefenwirkung von Kühlkokillen konnte bei den anschließend abgegossenen Proben sowohl in der statischen und dynamischen Werkstoffprüfung als auch bei der Gefügeauswertung mittels quantitativer Bildanalyse bestätigt werden.

Die Ergebnisse der statischen und der dynamischen Werkstoffprüfung zeigen eine deutliche Abhängigkeit von der Gefügeausbildung. Damit konnte der Zusammenhang zwischen der, auch durch Simulation ermittelten lokalen Erstarrungszeit, dem Sekundärdendritenarmabstand (SDAS) und den mechanischen Kennwerten eindeutig nachgewiesen werden.

Durch den Einsatz der Kühlkokille an Stelle des Cold-Box-Kernes konnte der SDAS von 60 μm auf 20 μm reduziert werden. Die Zugfestigkeit stieg dadurch um ca. 10 %, die Schwingfestigkeit um 25 % an.

Danksagung

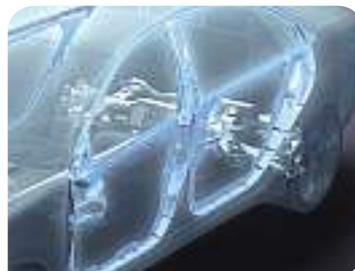
Die Autoren danken der österreichischen Forschungsgesellschaft für die Unterstützung der vorliegenden Arbeit im Rahmen eines FFG-Projektes.

Kontaktadresse:

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

Lösungen zum Gießen

Gussbauteile für die
Automobilindustrie



Georg Fischer GmbH & Co KG
8934 Altenmarkt
Österreich

www.automotive.georgfischer.com

+GF+

GEORG FISCHER
AUTOMOTIVE

Chemische Beständigkeit unterschiedlicher Warmarbeitsstähle in Aluminiumschmelzen

(Chemical Resistance of different Hot Work Tool Steels in Aluminium Melts)



Dipl.-Ing. Christoph Rechberger
Anwendungstechnik Warmarbeitsstahl und Schnellarbeitsstahl, Böhler Edelstahl GmbH & Co KG, Kapfenberg, Österreich



Dipl.-Ing. Dr. Ingo Siller, Produktentwicklung Warmarbeitsstahl, Kunststoffformenstahl Böhler Edelstahl GmbH & Co KG, Kapfenberg, Österreich



Dipl.-Ing. Gerhard Schindelbacher
Geschäftsführer Österreichisches Gießerei-Institut, Leoben, Österreich

Wird die Gießkammer mit flüssiger Aluminiumschmelze gefüllt, so kommt es zur Ausbildung von spröden, intermetallischen Phasen im Grenzflächenbereich Werkzeugstahl – Aluminiumschmelze. Bei dem darauf folgenden Füllvorgang der Aluminiumschmelze in die Druckgussform müssen diese intermetallischen Phasen gelöst werden, wodurch eine starke mechanische Schädigung der Gießkammeroberfläche hervorgerufen wird. Ein ähnlicher Schädigungsverlauf kann auch beim Erstarren und anschließenden Entformen des Aluminiumdruckgussteiles in der Druckgussform auftreten.

Das Ziel der Arbeit ist es, durch experimentelle Simulation den Mechanismus des Angriffes von flüssigen Aluminiumlegierungen auf Warmarbeitsstähle in Abhängigkeit der verwendeten Form- bzw. Gießkammerwerkstoffe zu untersuchen.

2. Grundlagen der Metallkorrosion

Die Entwicklung der sich bildenden intermetallischen Schicht während eines chemischen Angriffes durch eine flüssige Aluminiumlegierung auf einen Warmarbeitsstahl zeigt **Abb. 1**, wobei die Schichtdicke in Abhängigkeit der Zeit für 2 Schmelzetemperaturen dargestellt ist. Die Kurven ergeben sich hierbei aus zwei miteinander im Wettbewerb stehenden Mechanismen:

- Wachstum einer intermetallischen Schicht und
- Auflösung der Schicht.

Beim Zusammentreffen des Warmarbeitsstahls mit der flüssigen Aluminiumgusslegierung wächst zu Beginn eine intermetallische Schicht Fe_xAl_y reaktionskontrolliert in Richtung Flüssigaluminium auf.

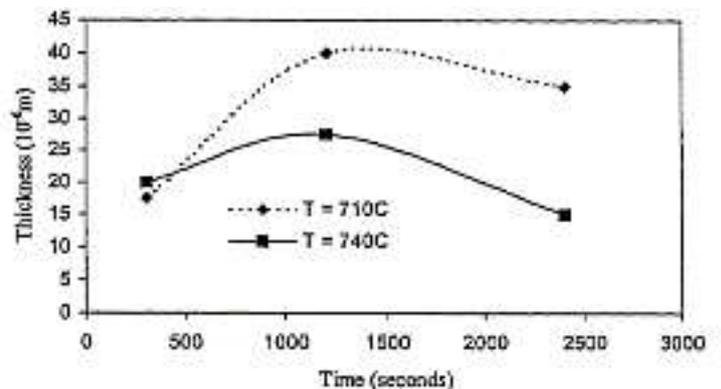


Abb. 1: Wachstum und Auflösung der intermetallischen Schichten [2].

Demgegenüber steht die Neigung der Aluminiumschmelze Eisen zu lösen, wodurch es nach Bildung einer intermetallischen Schicht mit definierter Schichtdicke zum Auflösen dieser intermetallischen Phase kommt. Mit erhöhter Schmelzetemperatur steigt die Löslichkeit des Eisens im Aluminium, wodurch auch die Bedeutung des Auflösens im chemischen Angriffsprozess zunimmt.

Die im System Eisen-Aluminium möglichen intermetallischen Phasen sind im Phasendiagramm **Abb. 2** dargestellt. Es ist zu erkennen, dass sich mit zunehmendem Eisengehalt bei einer Temperatur von 750°C zuerst die Phase $FeAl_3$, gefolgt von der Phase Fe_2Al_5 , bildet. Untersuchungen von Chen et al. [3] als auch eigene EDX-Messungen haben ergeben, dass es sich bei der gebildeten intermetallischen Phase im Grenzgebiet zwischen Warmarbeitsstahl und Aluminiumschmelze um die Phase Fe_2Al_5 handelt. Die Messung ergab ähnliche Werte wie die theoretische Zusammensetzung der Fe_2Al_5 -Phase (54,71 Gew% Aluminium und 45,3 Gew% Eisen).

1. Einleitung

Der Druckguss gehört zu den wichtigsten Verfahren zur Herstellung hochwertiger Gussteile und hat an den Gießverfahren für Aluminium-Gusslegierungen den mengenmäßig größten Anteil. Dabei wird das flüssige Metall mit hoher Geschwindigkeit und unter hohem Druck in den Formhohlraum gepresst, wodurch die Druckgießform extremen thermischen, mechanischen, sowie chemischen Angriffen durch die flüssige Aluminiumlegierung während des Gießbetriebes ausgesetzt ist. Als Werkstoffe für Druckgussformen und Gießkammern werden vorwiegend Warmarbeitsstähle eingesetzt, die aufgrund der herrschenden Einsatzbedingungen folgende Eigenschaften aufweisen sollten [1]:

- Anlassbeständigkeit,
- Warmzähigkeit,
- Warmverschleißwiderstand,
- Temperaturwechselbeständigkeit,
- Hohe Wärmeleitfähigkeit,
- Beständigkeit gegen Reaktionen mit dem zu verarbeitenden Werkstoff.

Da vor allem zu dem letztgenannten Punkt insbesondere in Hinblick auf neue Aluminiumlegierungen unzureichende Untersuchungsergebnisse vorliegen, ist es Zweck der vorliegenden Arbeit, unterschiedliche Warmarbeitsstähle hinsichtlich des chemischen Angriffes in unterschiedlichen flüssigen Aluminiumlegierungen zu untersuchen.

Unter dem Angriff von Aluminiumschmelzen versteht man dabei einen Überbegriff für eine Kombination aus Auflösungserscheinung, Kleberscheinungen (Soldering) und einem Erosionsangriff. Bei den beiden erstgenannten Mechanismen (Auflösen, Kleben) handelt es sich um chemische Angriffsmechanismen. Im Gegensatz dazu wird Erosion durch mechanische Wechselwirkungen zwischen festen Partikeln in der Aluminiumschmelze und an der Werkzeugoberfläche hervorgerufen.

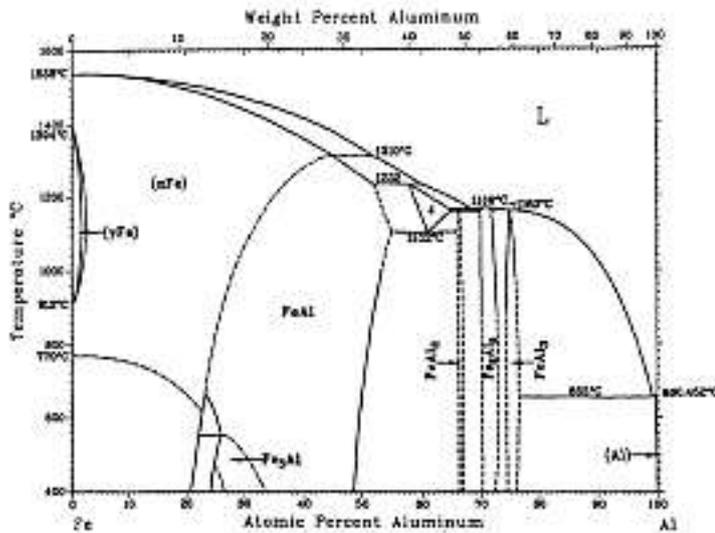


Abb. 2: Phasendiagramm Eisen-Aluminium [4].

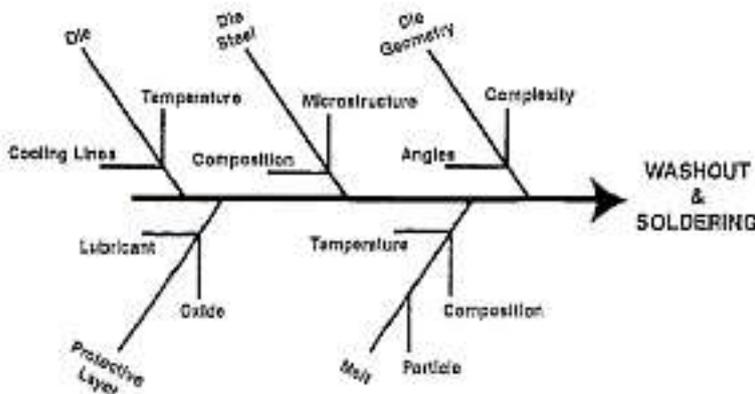


Abb. 3: Mögliche Einflüsse auf das Auflösungs- und Klebeverhalten [6].

Das bevorzugte Auftreten der Fe_2Al_5 -Phase kann durch den orthorhombischen Aufbau mit einer abnorm hohen Leerstellenkonzentration erklärt werden, wodurch diese Phase nach deren Bildung besonders rasch durch Diffusion wachsen kann. Ein solch rasches Wachstumsvermögen ist bei anderen intermetallischen Phasen entsprechend dem binären Phasendiagramm Fe-Al nicht gegeben [5].

Generell ist anzumerken, dass chemische Angriffsmechanismen im Druckgussprozess, wie das Kleben, Auflösen oder Erosionserscheinungen durch eine Vielzahl von Faktoren beeinflusst werden, siehe **Abb. 3**. Neben dem Schmelztyp, definiert über die Schmelztemperatur, Zusammensetzung und feste Phasenanteile spielen Formgeometrie, Formtemperierung, Schutzschichten und Formwerkstoff eine wesentliche Rolle. In der vorliegenden Arbeit wurde der Fokus aber bevorzugt auf die chemische Reaktion zweier unterschiedlicher Warmarbeitsstähle mit unterschiedlichen Aluminiumlegierungen gelegt.



Abb. 4: Rührwerk und Schmelzöfen

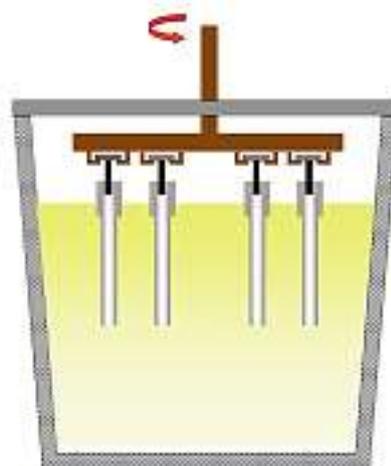


Abb. 5: Versuchsanordnung schematisch

3. Versuchsdurchführung

Mit Hilfe eines Rührwerkes (siehe **Abb. 4 und 5**) wurden die Warmarbeitsstahlproben (\varnothing 20mm, Länge 200mm) zur Untersuchung des Auflösungsverhaltens (Korrosion) und des Klebeverhaltens (Soldering, Ausbildung intermetallischer Phasen) in jeweils 140 kg flüssige Aluminiumschmelze bei einer konstanten Temperatur von 750°C getaucht.

Zur Untersuchung des Auflösungsverhaltens wurden Rührversuche von bis zu 10 Stunden durchgeführt und nach definierten Zeiten wurde der Gewichtsverlust gemessen. Die Versuchsdauer für die Beschreibung der Klebeeignung der unterschiedlichen Warmarbeitsstähle betrug 50 Minuten, wobei Proben nach festgelegten Zeitintervallen entnommen wurden und die Dicke der sich gebildeten intermetallischen Schicht gemessen wurde.

Generell wurde die Annahme getroffen, dass eine erhöhte Klebeeignung mit der Ausbildung von dickeren Schichten intermetallischer Phasen im Interface korreliert.

Das Versuchsprogramm umfasste die Warmarbeitsstahlsorten W300 (Werkstoff Nr. DIN 1.2343) als Standard-Werkzeugstahl für den Bereich Druckguss und die Böhlermarke W360, die sich durch ein hohes Härteniveau bei sehr guten Zähigkeitseigenschaften auszeichnet. Verglichen wurden jeweils nichtnitrierte und nitrierte Zustände. Die chemische Zusammensetzung und die Vergütehärte der verwendeten Stähle zeigt **Tabelle 1**.

	C	Cr	Si	Mn	Mo	V	Härte
W300	0,38	5	1,1	0,4	1,3	0,4	44 HRc
W360	0,5	4,5	0,2	0,25	3	0,55	54 HRc

Tabelle 1: Nominelle chemische Zusammensetzung und Vergütehärte der verwendeten Warmarbeitsstähle

Als Testschmelzen für die Versuche wurden die Aluminiumlegierungen 226 (Schmelze 1) und eine Sonderschmelze (Schmelze 2) herangezogen. Die Aluminiumlegierung 226 (AlSi9Cu3(Fe)) ist aufgrund des guten Fließ- und Formfüllungsvermögens bei guten mechanischen Eigenschaften die meistverwendete Aluminium-Druckgusslegierung.

Die Sonderschmelze ist eine, gegenüber der Aluminiumlegierung 226 großteils niedriger legierte, eisenarme Druckgusslegierung, welche sich durch eine hohe Duktilität in Verbindung mit guten Festigkeitseigenschaften auszeichnet. Einzig im Magnesiumgehalt ist die Sonderschmelze gegenüber der Aluminiumlegierung 226 höher legiert, wodurch eine sehr gute Korrosionsbeständigkeit erzielt wird. Die chemische Zusammensetzung beider Aluminiumlegierungen zeigt **Tabelle 2**.

4. Versuchsergebnisse

4.1 Schichtdickenversuche – Prüfung des Klebeverhaltens

Abb. 6 und Abb. 7 zeigen Lichtmikroskopbilder von dem sich ausbildenden Grenzflächenbereich zwischen dem Warmarbeitsstahl W300 und den Schmelzen 1 und 2 nach einer Reaktionszeit von 3.000 Sekunden bei 750°C nach anschließender Wasserabkühlung.

Schmelze 1

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Ni	Pb	Sn	Cr	Al
min	8.0		2.0		0.05							Rest
max	11.0	1.3	4.0	0.55	0.55	1.2	0.25	0.55	0.35	0.25	0.15	Rest

Schmelze 2

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Be	Al
min	1.8			0.5	5.0				Rest
max	2.6	0.2	0.05	0.8	6.0	0.08	0.2	0.004	Rest

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Aluminiumlegierungen

Wie in **Abb. 6 und 7** ersichtlich, ruft die Aluminiumlegierung Schmelze 2 eine wesentlich ausgeprägtere Bildung der intermetallischen Phase Fe_2Al_5 hervor. Darüber hinaus ist in den lichtmikroskopischen Aufnahmen das Auflösen des Warmarbeitsstahls besonders in **Abb. 6** deutlich zu erkennen, wodurch es zur Ausbildung einer welligen Grenzfläche zwischen Stahl und intermetallischer Phase kommt. Den zeitlichen Verlauf der Dicke der sich ausbildenden intermetallischen Schicht der Warmarbeitsstähle W300 und W360 in den beiden Aluminiumschmelzen zeigt **Abb. 8**. Es ist für alle Versuche eine Zu- und Abnahme der Schichtdicke zu erkennen, die sich, wie bereits beschrieben, aus dem Bildungs- und Wiederauflösungsprozess ergibt.

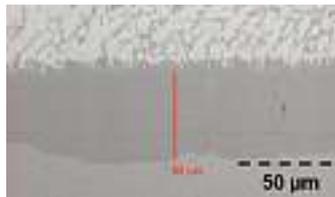


Abb. 6: LIMI-Aufnahme des Grenzflächenbereiches zwischen Warmarbeitsstahl W300 und Aluminiumlegierung Schmelze 1 nach 3.000 Sekunden bei 750°C

Abb. 7: LIMI-Aufnahme des Grenzflächenbereiches zwischen Warmarbeitsstahl W300 und Aluminiumlegierung Schmelze 2 nach 3.000 Sekunden bei 750°C

Weiters zeigt sich, dass sich über den gesamten Versuchszeitraum bei der Reaktion der Aluminiumlegierung 2 mit den Werkzeugstählen wesentlich dickere Schichten ausbilden. Ein möglicher Grund dafür ist der geringere Legierungsanteil in Schmelze 2 und somit eine höhere Neigung, Eisen zu lösen und eine intermetallische Schicht zu bilden.

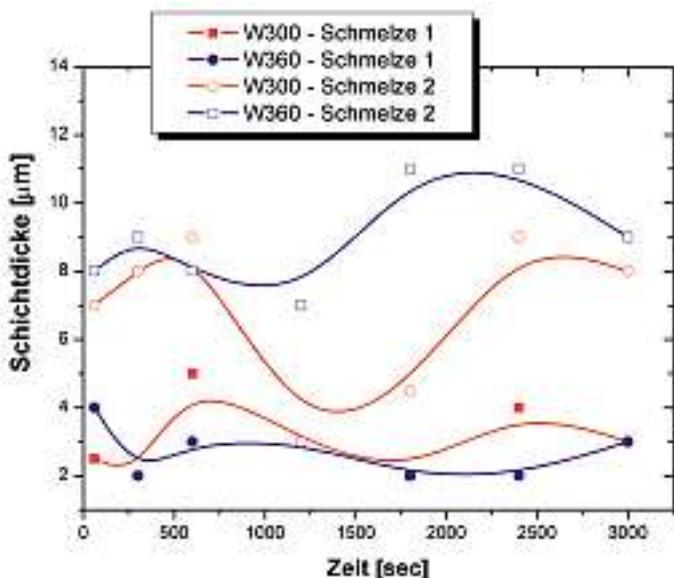


Abb. 8: Schichtdicke vs. Versuchsdauer bis 3.000 Sekunden für W300 und W360 in den Aluminiumschmelzen 1 und 2

Da die flüssige Aluminiumschmelze in der Gießkammer verweilt, bevor sie in die Druckgussform gepresst wird, sind vor allem Untersuchungen zum Klebeverhalten für einen kurzen Zeitbereich interessant. In **Abb. 9** ist die Entwicklung der intermetallischen Schichten für kurze Reaktionszeiten für die beiden Schmelzen gezeigt. Hieraus ist erkennbar, dass 5%-ige Chromstähle tendenziell ein sehr ähnliches Klebeverhalten (Soldering) aufweisen. Bei diesen kurzen Versuchszeiten unterscheiden sich die Dicken der gebildeten Schichten kaum, doch scheint aufgrund der starken Steigung der Kurven für die Schmelze 2 nach 60 Sekunden das Schichtwachstum noch keineswegs abgeschlossen zu sein.

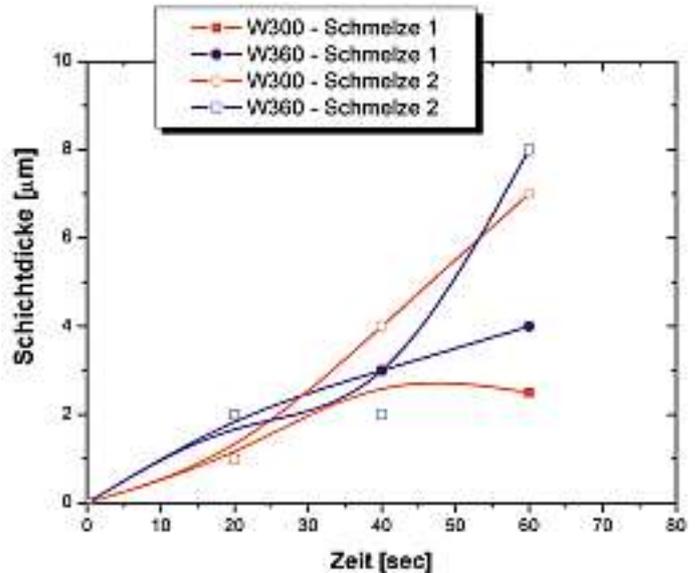


Abb. 9: Schichtdicke vs. Versuchsdauer bis 60 Sekunden für W300 und W360 in den Aluminiumschmelzen 1 und 2

4.2 Auflösungsverhalten

Bei der Untersuchung der eintretenden Masseverluste der Warmarbeitsstahlorten in flüssigen Aluminiumschmelzen wurden die gewählten Werkstoffe in 140 kg Aluminiumschmelze (Schmelze 1 und 2) bei 750°C getaucht und Proben nach unterschiedlichen Zeitsequenzen entnommen.

Wie sich das Auflösen der Warmarbeitsstahlproben in einer Aluminiumschmelze prinzipiell darstellt, zeigt **Abb. 10**. Während einer Versuchsdauer von 32 Stunden wurden die Proben mit Hilfe des Rührwerks in der Aluminiumschmelze bewegt und nach unterschiedlichen Zeiten wurde jeweils eine Probe entnommen.

Der sich aus Versuchen mit 10 Stunden Reaktionsdauer ergebende gemessene Masseverlust der Böhler Warmarbeitsstähle W300 und W360 ist (jeweils für die gewählten Aluminiumlegierungen) in **Abb. 11** dargestellt. Es zeigt sich, dass das Auflösungsverhalten in der Aluminiumlegierung 2 gegenüber der Aluminiumlegierung 1 wesentlich



Abb. 10: Warmarbeitsstahlproben nach dem Rühren in Aluminiumschmelze (Versuchsdauer der Proben von links nach rechts: 1, 2, 3, 4, 5, 6, 8, 21, 26, 32 Stunden).

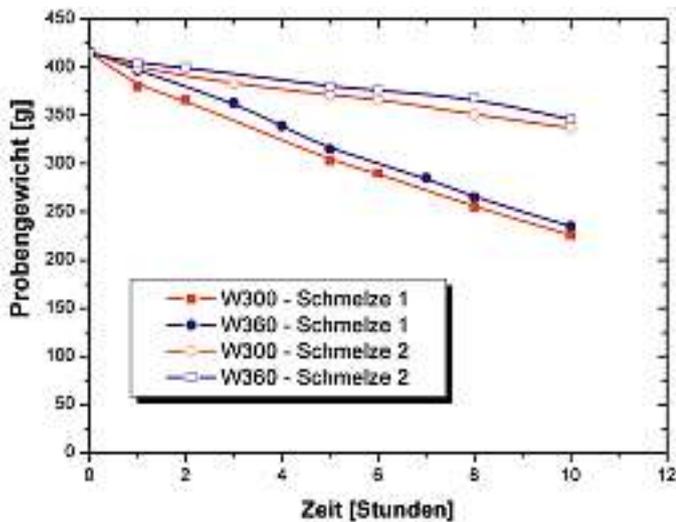


Abb. 11: Probengewicht in Abhängigkeit von der Versuchsdauer für die Werkstoffe W300 und W360 in Schmelze 1 und 2 zur Beschreibung des Auflösungsverhaltens

lich langsamer vor sich geht und die Werkstoffe W300 und W360 im Vergleich nur sehr geringe Unterschiede in ihrem Auflösungsverhalten für jeweils beide Aluminiumlegierungen aufweisen.

Dieses Ergebnis war zunächst deshalb überraschend, da die Aluminiumlegierung 2 vor Beginn der Versuche aufgrund des geringeren Eisengehaltes und der damit verbundenen erhöhten Löslichkeitsneigung als auflösungsaktiver als die Aluminiumlegierung 1 eingeschätzt wurde.

Demgegenüber steht aber die stärker ausgeprägte Neigung zur Bildung von intermetallischen Schichten, die ihrerseits der fortschreitenden Auflösung entgegenwirken könnte.

Da es sich bei beiden 5%igen Chromstählen W300 und W360 um ähnliche Eisenbasis-Werkstoffe handelt und der Auflösungsprozess im flüssigen Aluminium über die Bildung von intermetallischen Eisen-Aluminiumphasen läuft, ist dem Unterschied im Legierungsgehalt der beiden Warmarbeitsstähle ein untergeordneter Einfluss auf den Widerstand gegen das Auflösen zuzuordnen.

4.3 Einfluss des Nitrierens auf das Auflösungsverhalten

Abb. 12 zeigt den Einfluss einer klassischen Gasnitrierbehandlung der Warmarbeitsstahlprobe W360 auf das Auflösungsverhalten in der Aluminiumlegierung 1.

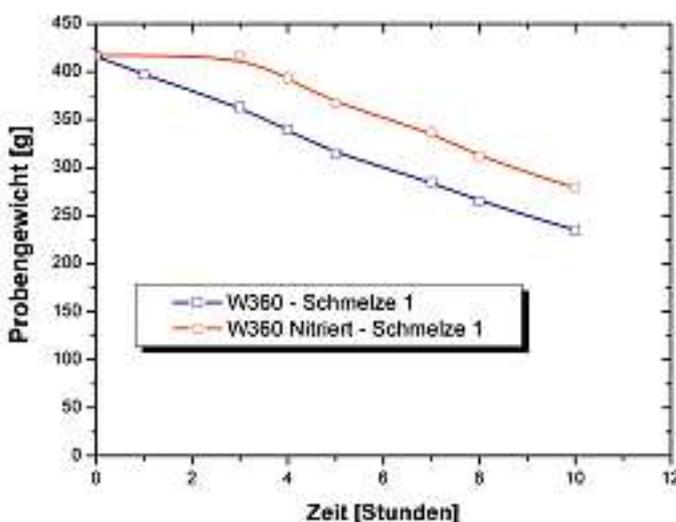


Abb. 12: Probengewicht in Abhängigkeit von der Versuchsdauer für den Werkstoff W360 im gasnitrierten Zustand in Schmelze 1 zur Beschreibung des Auflösungsverhaltens

Wie ersichtlich, bewirkt die Nitrierschicht eine Verzögerung des Auflösens von ca. 3 Stunden unter den genannten Versuchsbedingungen. Sobald die Nitrierschicht aber aufgelöst ist, zeigt sich dieselbe Auflösungskinetik wie bei nichtnitrierten Proben. Dies gilt tendenziell für alle im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuchskombinationen.

5. Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde das Auflösungs- und Klebeverhalten unterschiedlicher Warmarbeitsstähle in Aluminiumschmelzen untersucht. Die Versuche haben gezeigt, dass 5%-ige Chromstähle tendenziell ein sehr ähnliches Klebeverhalten (Soldering) aufweisen. Dies liegt an der hohen Affinität von Aluminium zum Eisen, wodurch es zu einer sehr raschen Ausbildung von intermetallischen Schichten kommt.

Durch das Aufbringen von Nitrierschichten wird sowohl das Auflösungsverhalten als auch das Klebeverhalten von Werkzeugstählen verringert. Sobald die Nitrierschicht aufgelöst wurde, erfolgt der Auflösungsvorgang mit derselben Kinetik wie bei nichtnitrierten Stählen.

Im Vergleich zwischen den verwendeten Aluminiumschmelzen konnte ein inverser Zusammenhang zwischen Auflösungs- und Klebeverhalten beobachtet werden. Zum einen erfolgt das Auflösen der Werkzeugstähle bei Verwendung der Aluminiumlegierung Schmelze 2 sehr langsam, zum anderen bilden sich im Kontakt mit der Aluminiumschmelze 2 sehr dicke intermetallische Schichten im Grenzflächenbereich Werkzeugstahl – Aluminiumlegierung.

Die Aluminiumlegierung 2 sollte in Druckgussanwendungen dennoch die Aluminiumlegierung sein, die zu einer erhöhten Schädigung führt, da bei Ausstoßvorgängen der im Druckgussprozess erstarrten Druckgussteile, oder bei Füllvorgängen der Aluminiumschmelze von der Gießkammer in die Druckgussform, es zu einem mechanischen Lösen der intermetallischen Schicht kommt und dies zu einer deutlichen Schädigung der Werkzeugstahloberfläche führen kann.

6. Danksagung

Dieser Beitrag ist ein Auszug aus der am Lehrstuhl für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben vorgelegten Diplomarbeit des Autors DI Christoph Rechberger. Die Diplomarbeit wurde in Kooperation mit der Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG durchgeführt.

Besonderer Dank gilt den beiden Betreuern, Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. Peter Schumacher, Vorstand des Lehrstuhls für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben und Geschäftsführer des Österreichischen Gießereinstitutes (ÖGI), sowie Herrn Dipl.-Ing. Dr. Ingo Siller (Firma Böhler Edelstahl GmbH & Co KG, Produktentwicklung Warmarbeitsstahl) für die außergewöhnliche Unterstützung über die gesamte Dauer der Diplomarbeit. Weiterer Dank gilt allen Mitarbeitern des Österreichischen Gießereinstitutes (ÖGI), welche mit Rat und Tat bei der Durchführung der Versuche zur Seite standen.

7. Literatur

- [1] P. Gümpel, K. Rasche, Entwicklungsstand bei Warmarbeitsstählen, Thyssen Edelstahl Technische Berichte 7 (1981) 151-160.
- [2] V. Joshi, A. Srivastava, R. Shivpuri, Intermetallic formation and its relation to interface mass loss and tribology in die casting dies, Wear 256 (2004) 1232-1235.
- [3] Z. Chen, D. Fraser, M. Jahedi, Structures of intermetallic phases formed during immersion of H13 tool steel in an Al-11Si-3Cu die casting alloy melt, Materials science and Engineering, A260 (1999) 199-196.
- [4] K. Bouche, F. Barbier, A. Coulet, Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium, Materials Science and Engineering A249 (1998) 167-175.
- [5] T. Heumann, S. Dittrich, Über die Kinetik der Reaktion von festem und flüssigem Aluminium mit Eisen, Zeitschrift Metallkunde 50 (1959) 617-625.
- [6] S. Gopal, A. Lakare, R. Shivpuri, Soldering in Die Casting: Aluminium Alloy and Die Steel Interactions, Die Casting Engineer 44 (2000) 70-81.

Kontaktadresse:

BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, EMS Stahltechnologie & Anwendungstechnik Werkzeugstahl, 8605 Kapfenberg, AUSTRIA, Mariazeller Str. 25
Tel.: +43 (0)3862 20-37781, Fax: +43 (0)3862 20-7556
E-Mail: christoph.rechberger@boehler-edelstahl.at, www.boehler-edelstahl.com

Wie werden sich die Rohstoffmärkte für die Gießereiindustrie in der Zukunft entwickeln?*)

Considerations regarding the Availability of Raw Materials for the Foundry Industry in the Future



Prof. Dr.-Ing. Rüdiger Deike

Nach Studium der Gießereikunde an der TU Clausthal Dissertation am Institut für Allgemeine Metallurgie. Im Anschluß daran 1991 Wechsel zur DK Recycling und Roheisen GmbH nach Duisburg, wo er zuletzt bis 2002 stellvertretender Geschäftsführer für den gesamten Bereich der Technik war. Ab 2003 Lehrtätigkeit an der Universität Duisburg, seit Oktober 2007 Professor für Metallurgie der Eisen- u. Stahlerzeugung.

Seit nun mehr gut fünf Jahren befindet sich die Gießereiindustrie in Europa in einer Situation, in der die Preise für Koks, Stahlschrott, Metalle, Roheisen und Legierungselemente in bis dahin nicht für möglich gehaltene Höhen gestiegen sind. Die Gießereien sind dabei Preisschwankungen ausgesetzt, die von ihnen im Prinzip nicht kontrolliert werden können und denen sie, wenn möglich nur noch folgen können. Unter diesem Aspekt ist für die Marktteilnehmer neben der zwischenzeitlich schon häufig diskutierten Frage nach den Ursachen dieser Entwicklung mittlerweile die Frage viel interessanter, wie sich die Preise entwickeln werden und auf welcher Basis bei zukünftigen Geschäftsabschlüssen kalkuliert werden muss.

Die Entwicklungen der Preise der letzten Jahre sind neben den steigenden Tendenzen durch ausgeprägte Volatilitäten gekennzeichnet, so dass exakte Voraussagen nahezu unmöglich sind, was aktuell die Entwicklungen der Stahlschrott- und Roheisenpreise seit dem 2. Quartal 2008 zeigen. Vor diesem Hintergrund macht es umso mehr Sinn fundamentale Daten und Entwicklungen zu analysieren, da diese letztendlich, wenn auch nicht unbedingt für kurzfristige, so doch für mittel- und langfristige Entwicklungen verantwortlich sind.

Die Entwicklung der NE-Metallgussproduktion in der Welt

Die weltweite NE-Metallgussproduktion ist im Zeitraum von 1995 bis 2005 **[1]** um ca. 70% gestiegen (**Bild 1**). In allen betrachteten Regionen ist ein Wachstum zu verzeichnen, wobei insbesondere in den letzten Jahren das Wachstum in Asien und dabei im Wesentlichen in China die Entwicklung dominierte und sehr wahrscheinlich auch weiterhin dominieren wird. Die NE-Metallgussproduktion der Welt verteilt sich dabei wie folgt auf die wichtigsten Werkstoffe und Werkstoffgruppen:

- 80 % Aluminium
- 10% Kupfer
- 6% Zink.

Mit einem Produktionsvolumen in der Größenordnung von 12 Mio. t im Jahr 2005 entsprach die Produktionsmenge an Aluminiumguss in etwa einem Anteil von 40% der weltweiten Primäraluminiumproduktion von ca. 32 Mio. t. An dieser Stelle ist allerdings darauf hinzuweisen, dass zur Produktion von Aluminiumguss in Abhängigkeit von der zu erzeugenden Qualität in unterschiedlichen Anteilen Sekundäraluminium verwendet wird. Die gesamte weltweite Aluminiumproduktion entfällt zu ca. 80% auf Primäraluminium und zu 20% auf Sekundäraluminium. Betrag der weltweite Aluminiumbedarf in 2005 noch 45 Mio. t, so kann bei einem jährlichen Wachstum von 4-5% davon ausgegangen werden, dass der Bedarf im Jahr 2020 bei ca. 90 Mio. t **[2]** liegen wird.

Die weltweite Entwicklung der Rohstahlproduktion sowie der Produktion an Eisen- und Stahlguss

Die Entwicklung der Eisen- und Stahlgussproduktion (**Bild 2**) ist in der Zeit von 1995 bis 2005 von ca. 60 Mio. t auf ca. 70 Mio. t gestiegen. Das weltweite Wachstum **[1]** ist im Wesentlichen auf die Entwicklung in Asien und insbesondere auf die Entwicklung in China zurückzuführen. In dem betrachteten Zeitraum stieg der Anteil Chinas an der Weltproduktion von Eisen- und Stahlguss von 17% im Jahr 1995 auf 30% im Jahr 2005.

Die Entwicklung der Weltrohstahlproduktion **[3]** ist seit 1995 durch Wachstumsraten (**Bild 3**) gekennzeichnet, die in einem deutlichen Gegensatz zu der Entwicklung der Jahre von 1970 bis 1995 stehen. In dieser Zeit war die Entwicklung der Weltrohstahlproduktion aufgrund einer zunehmenden Marktsättigung in den westlichen Industrienationen durch abnehmende Wachstumsraten gekennzeichnet, in deren Folge es zum Teil zu massiven Reduzierungen von Produktionskapazitäten gekommen ist. Im weiteren Verlauf nahm die Weltrohstahlproduktion sogar im Zeitraum von 1990 bis 1995 im Vergleich zum entsprechenden vorhergehenden Zeitraum (1985 bis 1990) ab, so dass zu diesem Zeitpunkt die dann folgende Entwicklung mit den außergewöhnlichen Wachstumsraten in keiner Weise zu erwarten war.

Aus der Darstellung der Weltrohstahlproduktion, aufgeteilt nach Regionen (**Bild 4**) wird deutlich, dass das Wachstum im Wesentlichen auf die Entwicklung in China zurückzuführen ist, wobei mit einer produzierten Menge von 422 Mio. t in 2006 der Anteil Chinas an der Weltproduktion mittlerweile 34 % beträgt und damit in etwa dem Anteil Chinas an der Produktion von Eisen- und Stahlguss entspricht. In Relation zur Weltrohstahlproduktion von 1.142 Mio. t (2005) entspricht die weltweite Produktion von Eisen- und Stahlguss mit ca. 70 Mio. t (2005) einem prozentualen Anteil von 6%. Da beide Industrien zum Teil auf die gleichen Rohstoffe (Koks, Roheisen, Stahlschrott usw.) zurückgreifen, wird aus dieser Größenrelation deutlich, dass die Eisen- und Stahlgießereien nur einen bedingten Einfluss auf die Preisgestaltung bei diesen Rohstoffen haben.

Die Entwicklung der Rohstoffmärkte für die Eisen- und Stahlindustrie

Rohstahl wird auf der Welt zu 65% als Oxygenstahl und zu 32% als Elektrostahl produziert. Bei der Rohstahlerzeugung über die Oxygenstahlroute wird Roheisen aus dem Rohstoff Eisenerz (in Form von Stückerz, Sinter oder Pellets) im Hochofen erzeugt und dabei wird für den Hochofenprozess Koks als Brennstoff, Reduktions- und Aufkohlungsmittel benötigt. Im Weiteren werden aus dem Roheisen im Stahlwerk unter der Verwendung von reinem Sauerstoff die Begleitelemente Kohlenstoff, Silicium, Mangan usw. entfernt, so dass aus dem Roheisen Rohstahl entsteht. Im Verlauf dieses Prozesses wird Stahlschrott zur Kühlung eingesetzt.

Bei der Stahlerzeugung über die Elektrostahlroute wird Schrott im Elektrolichtbogen aufgeschmolzen und analytisch eingestellt, so dass auf diese Weise Schrott zu neuem Stahl umgewandelt wird.

Im Gegensatz zu den weltweiten Mittelwerten der Oxygen (65%) und Elektrostahlproduktion (32%) basiert die Rohstahlproduktion in China zu 87% auf der Produktion von Oxygenstahl und zu 13% auf der von Elektrostahl. Somit musste und muss die stark steigende Produktion von Rohstahl in China zwangsläufig zu einer verstärkten Nachfrage nach den Rohstoffen führen, die für die Stahlproduktion notwendig sind, wobei allerdings in einigen Bereichen veränderte

*) Aktualisierter Vortrag der 52. Österr. Gießerei-Tagung, 4. April 2008, St. Pölten / OÖ.

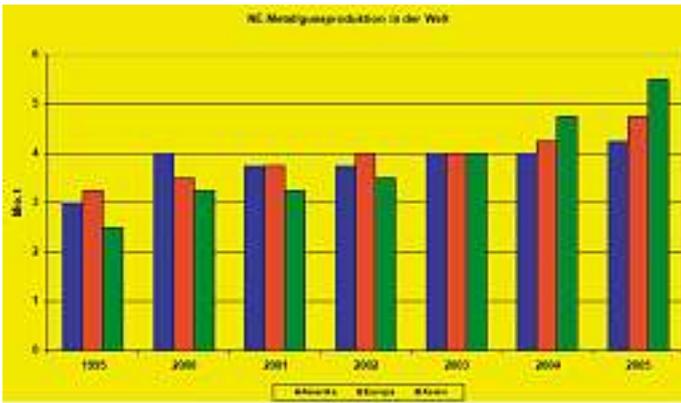


Bild 1: Entwicklung der NE-Metallgussproduktion in der Welt [1]

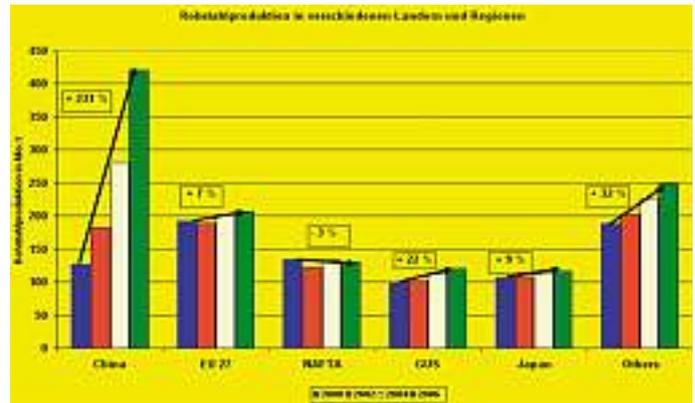


Bild 4: Entwicklung der Weltrohstahlproduktion, aufgeteilt nach Regionen [3]

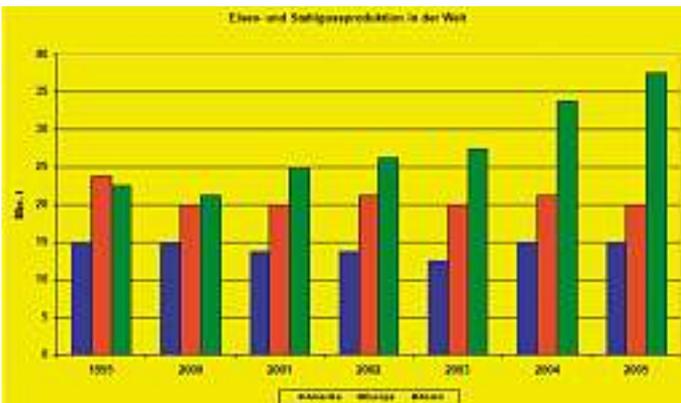


Bild 2: Entwicklung der Eisen- und Stahlgussproduktion in der Welt [1]

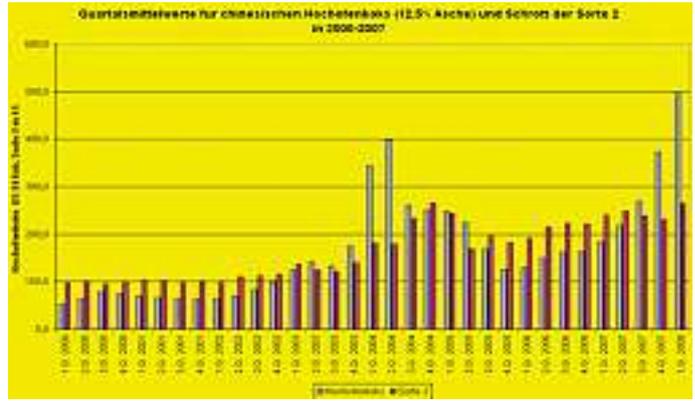


Bild 5: Entwicklung der Preise (Quartalsmittelwerte) für chinesischen Hochofengas und Schrott der Sorte 2 [4]

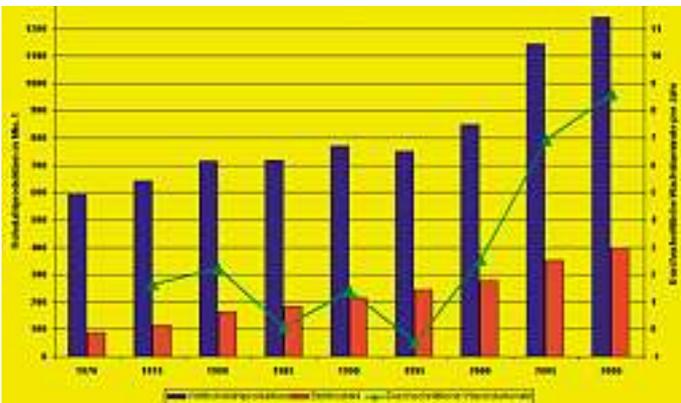


Bild 3: Entwicklung der Weltrohstahlproduktion von 1970 bis 2006 [3]

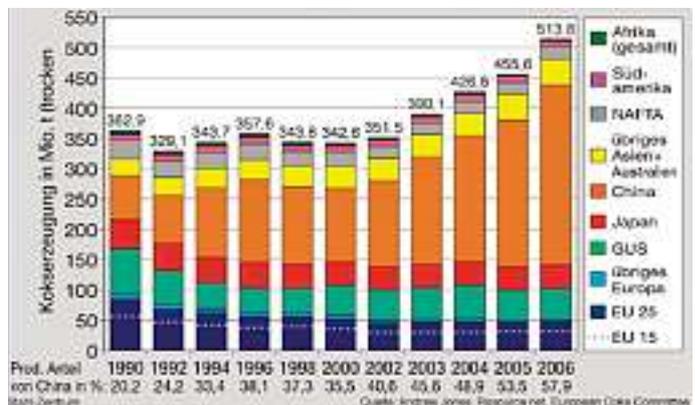


Bild 6: Entwicklung der Weltkokserzeugung [5,7]

Marktstrukturen zu einer deutlich zusätzlichen Belastung der Situation führen.

Die Entwicklung der Preise für Hochofengas (**Bild 5**) [4] weist zwei Phasen mit extremen und sehr plötzlichen Preisanstiegen im 1. und 2. Quartal 2004 und seit dem 4. Quartal 2007 auf, die neben der verstärkten Nachfrage sehr wesentlich auf veränderte Marktstrukturen zurückzuführen sind. Aus **Bild 6** [5] ist zu entnehmen, dass die Erzeugung von Hochofengas in Europa und den NAFTA-Staaten im Verlauf des letzten Jahrzehnts abgenommen hat, in einigen Staaten konstant geblieben ist, dass die Produktion aber sehr deutlich in China zugenommen hat. Damit ist eine Situation (**Bild 7**) entstanden, in der China und Polen für ca. 75-80 % des Welthandels mit Hochofengas [6,7] verantwortlich sind und vor diesem Hintergrund können die plötzlichen Preisanstiege damit erklärt werden, dass in China die Exportmengen für Hochofengas reduziert wurden.

Da für die Produktion von Rohstahl über die Oxygenstahlroute Eisenerze benötigt werden, hat das Wachstum der Rohstahlproduktion

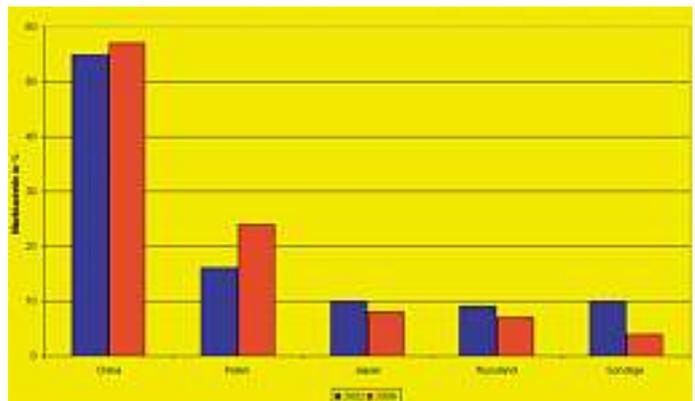


Bild 7: Welthandel mit Hochofengas (2002 = 24,7; 2006 = 25,3 Mio. t) [6,7]

in China eine verstärkte Nachfrage nach Eisenerzen zur Folge. Aufgrund der Tatsache, daß über Jahrzehnte hinweg das Geschäft mit Eisenerz von den Ergebnissen her nicht sehr befriedigend war, hat sich hier ebenfalls fast unbemerkt eine veränderte Marktstruktur eingestellt, so dass heute ca. 70% des gesamten Erzhandels (**Bild 8**) über drei Unternehmen [8] abgewickelt werden. Trotz der Tatsache, dass im Vergleich zum Jahr 2001 der Handel mit Eisenerz von 443 Mio. t auf 725 Mio. t in 2006 gesteigert wurde, hat die Entwicklung der letzten Jahre z.B. zu einem deutlichen Anstieg von Carajas Feinerz von 0,30 US\$/Fe-Einheit im Jahr 2001 auf 0,85 US\$/Fe-Einheit im Jahr 2006 [5] geführt. Diese Entwicklung zeugt von einer festen Nachfrage, die darauf zurückzuführen ist, dass sich chinesische Unternehmen trotz großer Vorkommen im eigenen Land (allerdings von Erzen mit geringeren Eisengehalten) seit Mitte der 90er Jahre in zunehmendem Maße mit überseeischen Reicherzen versorgen.

Die zunehmende Rohstahlproduktion auf der Welt führt zwangsläufig auch zu einer erhöhten Nachfrage nach Schrott und damit auch zu erhöhten Preisen (**Bild 5**), wobei der internationale Schrottmart im Gegensatz zu den Märkten bei Koks und Erz durch eine Vielzahl von weltweit agierenden Anbietern gekennzeichnet ist. Dennoch zeigen insbesondere die letzten Monate, dass es auch auf diesem Markt zu drastischen und sehr plötzlichen Preissteigerungen kommen kann, da auf der Anbieter- sowie Verbraucherseite große Marktteilnehmer (**Bild 9**) existieren, deren Anbieter- bzw. Einkaufsverhalten unter Umständen kurzfristige temporäre Marktungleichgewichte hervorrufen können.

In der Zeit von März bis Juni 2008 ist in Deutschland der Preis für die Sorte 2, die als Referenzsorte für den Schrottpreis herangezogen wird, um 60 % gestiegen, wobei Veränderungen in dieser Größenordnung auch im volatilen Schrottmart bisher nicht zu beobachten gewesen sind. Diese Preisanstiege sollen unter anderem auf eine verstärkte Nachfrage der türkischen Stahlwerke zurückzuführen sein, die von einer hohen Stahlnachfrage aus dem arabischen Raum profitieren. Außerdem können mögliche Exportbeschränkungen durch Steuern und dergleichen auf der Seite der Exportländer ebenfalls zu sehr kurzfristigen Preissteigerungen führen.

In Anbetracht der Tatsache, dass in Russland zurzeit Stahlproduktionskapazitäten deutlich ausgebaut werden, ist mittelfristig mit einem Rückgang der Schrottexporte zu rechnen, was sich sehr wahrscheinlich in entsprechender Weise auf die Schrottpreise auswirken wird.

Die Entwicklungen ausgewählter Metallpreise

Bezüglich der Verfügbarkeit von mineralischen und metallischen Rohstoffen weisen M. Wagner und D. Huy [9] sehr deutlich darauf hin, dass sich ein Strukturwandel auf der Konsumentenseite vollzogen hat: „Die alte Faustregel, nach der 20% der Menschheit in Europa, Nordamerika und Japan mehr als 80% der Weltbergbauproduktion konsumieren, gilt nicht mehr. Mit der VR China, Indien und anderen bevölkerungsreichen Schwellenländern ist heute über die Hälfte der Weltbevölkerung an der Nachfrage nach Rohstoffen beteiligt.“ Waren die beiden Autoren Ende 2005 noch der Meinung, dass kaum abgeschätzt werden könne, inwieweit die Rohstoffhaussie (**Bild 10**) einen dauerhaften Ausbruch aus dem Preisgefüge (1975 bis 2005) darstelle, so deutet die Preisentwicklung [10] auf der Basis des CRB-Metals-Subindex (dieser Index bildet die Preisentwicklung von Kupfer, Blei- und Stahlschrott sowie Zinn und Zink ab) sehr wahrscheinlich darauf hin, dass sich die Rohstoffpreise auch zukünftig auf einem hohen Niveau bewegen werden. An dieser Stelle ist allerdings anzumerken, dass der Index nach seinem Höchststand aktuell wieder auf ein Niveau von 824 Punkten gefallen ist und damit in etwa dem Niveau von vor einem Jahr entspricht, das aber nach wie vor sehr deutlich über dem durchschnittlichen Niveau der letzten drei Jahrzehnte liegt.

Diese Tendenz wird zum Teil ebenfalls bei der Analyse der Preisentwicklungen ausgewählter Metalle [11] deutlich. So ist z.B. seit dem 2. Quartal 2007 ein deutlicher Rückgang der Nickelpreise (**Bild 11**) zu verzeichnen. Betrag der Nickelpreis Ende März 2008 noch 29.805 US\$/t, so notiert er zu Beginn des Juli 2008 bei 20.400 US\$/t, was ei-

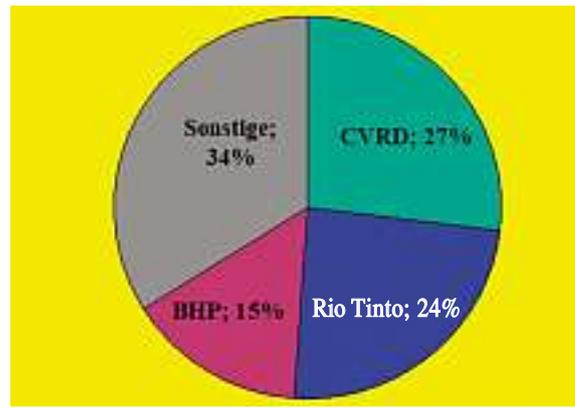


Bild 8: Struktur des Überseehandels mit Eisenerz von 443 Mio. t im Jahr 2001 [8]

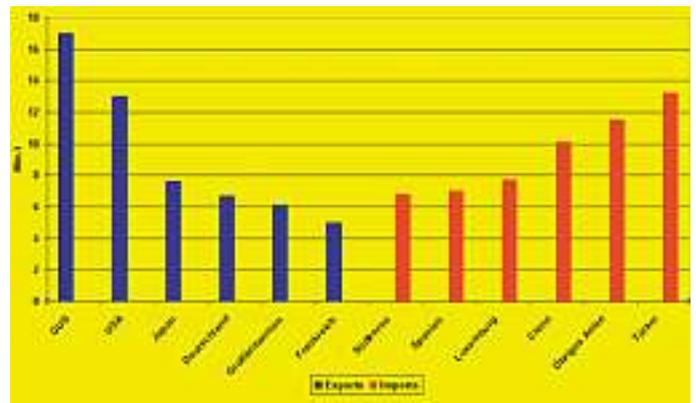


Bild 9: Handelsströme für Stahlschrott in 2005 [3]



Bild 10: Entwicklung des CRB-Metals-Subindex [10]

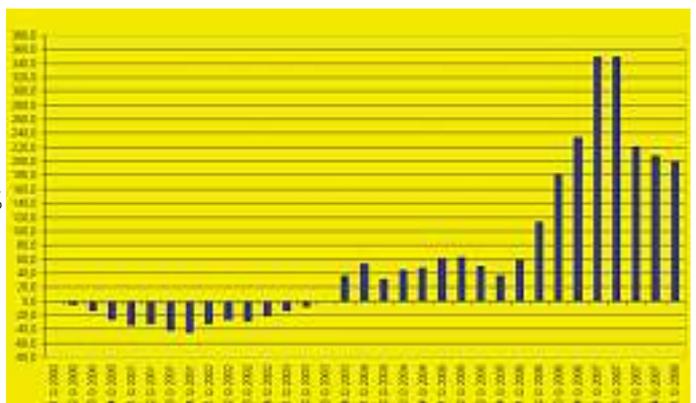


Bild 11: Entwicklung der Nickelpreise (Quartalsmittelwerte, 1. Q. 2000 = 100%) [11]

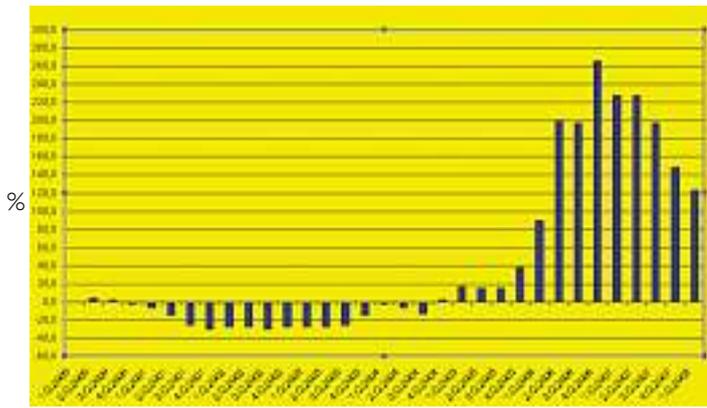


Bild 12: Entwicklung der Zinkpreise (Quartalsmittelwerte, I.Q. 2000=100%) [11]

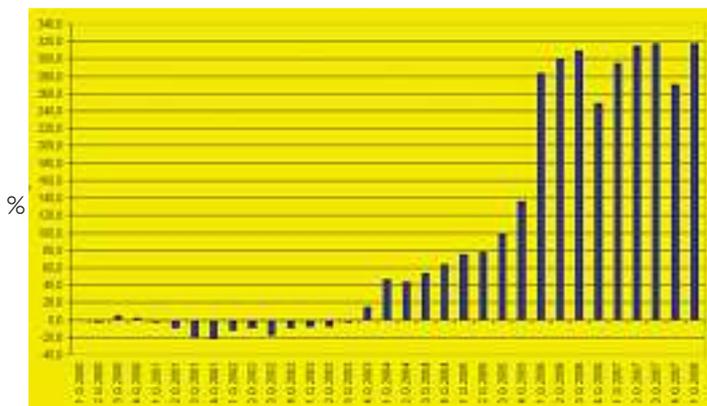


Bild 13: Entwicklung der Kupferpreise (Quartalsmittelwerte, I.Q. 2000 = 100%) [11]

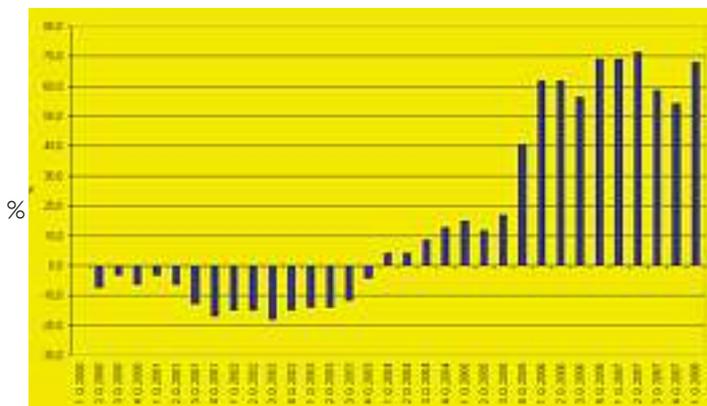


Bild 14: Entwicklung der Aluminiumpreise (Quartalsmittelwerte, I.Q.2000 = 100%) [11]

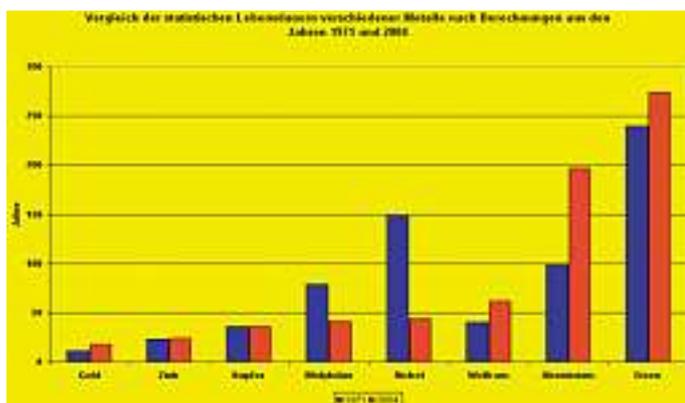


Bild 15: Vergleich der statistischen Lebensdauerzeiten verschiedener Metalle nach Berechnungen aus dem Jahr 1971 [12] und 2004 [13]

ner Preisreduzierung von 30% entspricht. Insgesamt hat sich der Nickelpreis von einem Höchststand von knapp über 50.000 US\$/t in der Mitte des Jahres 2007 innerhalb eines Jahres mehr als halbiert.

In ähnlicher Weise ist seit dem 1.Quartal 2007 eine fast kontinuierliche Abnahme der Zinkpreise (Bild 12) zu erkennen. Betrug der Zinkpreis Ende März 2008 noch 2.303 US\$/t so notiert er zu Beginn des Juli 2008 bei 1.740 US\$/t, was einer Preisreduzierung von 24% entspricht. Insgesamt hat sich der Zinkpreis von einem Höchststand von ca. 4.400 US\$/t zum Ende des Jahres 2006 in der Zwischenzeit deutlich mehr als halbiert.

Im Gegensatz dazu sind die Kupferpreise in den letzten beiden Jahren auf hohem Niveau deutlichen Schwankungen (Bild 13) unterworfen gewesen, notieren aber von der Tendenz her im Vergleich zum Nickel und Zink deutlich fester. Zu Beginn des Monats Juli 2008 notiert Kupfer mit 8.660 US\$/t nur geringfügig unter seinem bisherigen Höchstwert von 8.750 US\$/t.

In ähnlicher Weise entwickeln sich zurzeit die Aluminiumpreise, die seit der Mitte des letzten Jahres (Bild 14) durch eine abnehmende Tendenz gekennzeichnet waren, aber seit dem Jahreswechsel wieder deutlich fester notieren und auf einem aktuellen Niveau von 3.100 US\$/t nur geringfügig unter dem bisherigen Höchststand von 3.180 US\$/t liegen.

Aufgrund dieser sehr unterschiedlichen Tendenzen bei den verschiedenen Metallen sind derzeit Aussagen bezüglich der weiteren Preisentwicklungen als äußerst schwierig zu betrachten.

Ausblick

Unter dem Titel „Die Grenzen des Wachstums“ [12] wurde im Jahr 1971 zum ersten Mal die Entwicklung der Welt mit Hilfe eines formalen mathematischen Modells beschrieben und auf diese Weise in den reichen Industrienationen das Denken einer ganzen heranwachsenden Generation dahingehend verändert, dass der notwendige Schutz der Umwelt und der Schutz der natürlichen Ressourcen zu anerkannten Maximen gesellschaftlichen Handelns wurden. Sind die generellen Aussagen dieses Modells, dass die Energie- und Rohstoffressourcen endlich sind, nach über 35 Jahren nach wie vor richtig, so zeigt sich in vielen Detailaussagen aber auch die Begrenztheit von Modellen dieser Art, da sich verändernde Randbedingungen sehr deutlich auf die Ergebnisse der Modellrechnungen auswirken können, worauf aber die Autoren selbst, in ihrer kritischen Würdigung auch durchaus hingewiesen haben.

So wurden zum Beispiel im Hinblick auf die Verfügbarkeit sich nicht regenerierender Rohstoffe [12] die Zeiten der statistischen Lebensdauer (Quotient aus den bekannten Reserven und der aktuellen Jahresförderung) verschiedener Metalle, wie in Bild 15 dargestellt, berechnet, wobei die heutigen aktuellen Daten [13] zeigen, dass mit Ausnahme von Molybdän (hier entspricht die Prognose relativ gut der tatsächlichen Entwicklung) und Nickel diese Zeiten in den letzten 35 Jahren, trotz des gestiegenen Verbrauchs als Folge der industriellen Entwicklung, nicht sehr wesentlich abgenommen haben und zum Teil sogar noch angestiegen sind. Nach M. Wagner und F.-W. Wellmer [13] sagt die statistische Lebensdauer auch nichts über den Erschöpfungszeitpunkt eines Rohstoffes aus, sondern kann als ein Hinweis darauf verstanden werden, wie hoch der aktuelle Bedarf an Explorationsaktivitäten ist, um ein dynamisches Gleichgewicht zwischen Produktion und Reserven gewährleisten zu können. In diesem Zusammenhang führen höhere Rohstoffpreise zu verstärkten Explorationsaktivitäten (Bild 16), so dass in der Folge mittel- bis langfristig mit einer gewissen Entspannung auf den Rohstoffmärkten gerechnet werden kann.

Darüber hinaus wird für kurzfristige Entwicklungen entscheidend sein, mit welchen Wirtschaftswachstumsraten in China (Bild 17) zukünftig gerechnet werden kann. Aufgrund der dominierenden Stellung Chinas im Bereich der Eisen-, Stahl- und Gusserzeugung werden Veränderungen in China direkte Auswirkungen auf die restliche Welt haben.

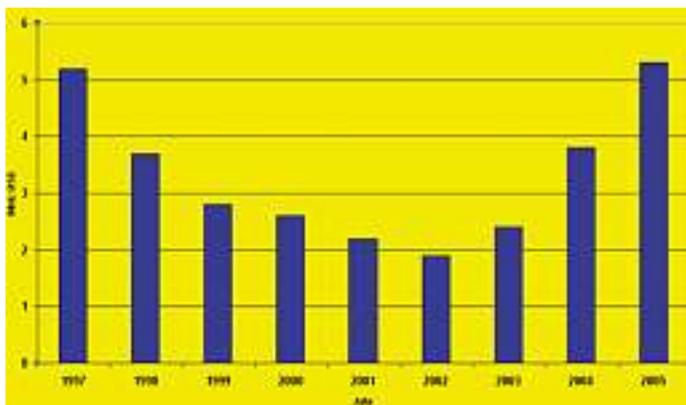


Bild 16: Weltweite Explorationsausgaben für die Rohstofferkundung [9]

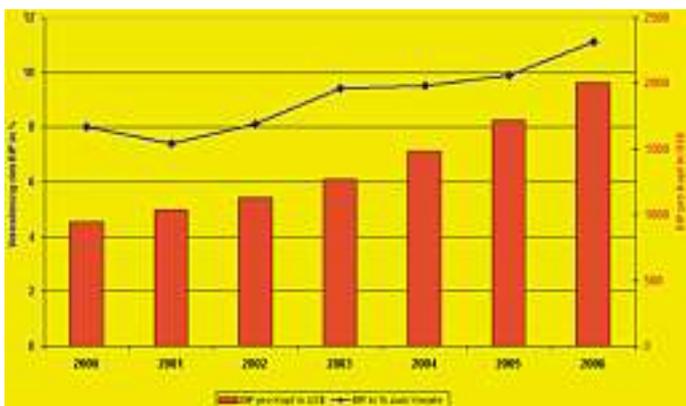


Bild 17: Das Wachstum der chinesischen Wirtschaft

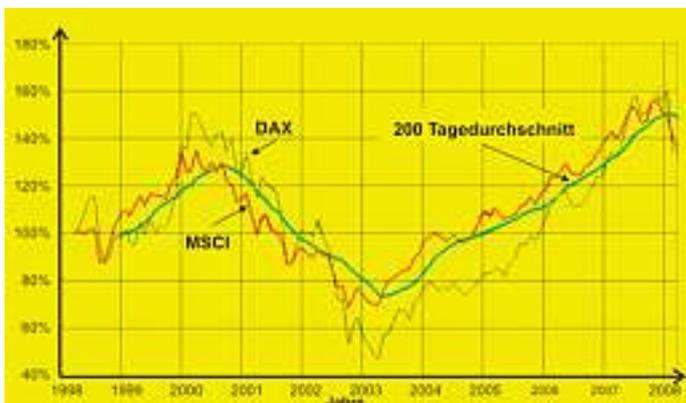


Bild 18: Die Entwicklung des Morgan Stanley Capital International Index (MSCI-World) [14]

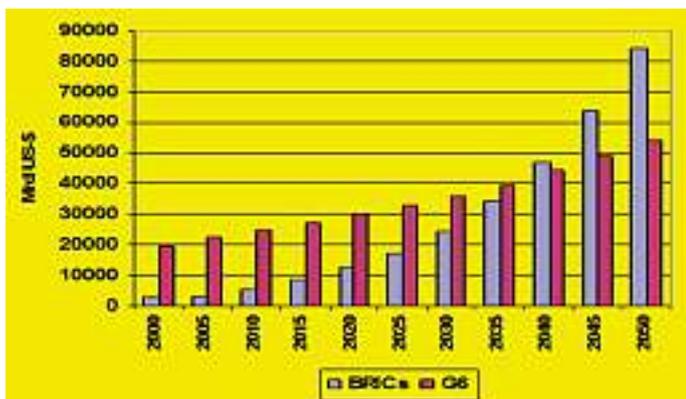


Bild 19: Die prognostizierte Entwicklung des BIP in den BRIC und G6-Staaten [15]

Der Morgan Stanley Capital International Index (MSCI-World) ist ein Aktienindex, der Aktien aus 24 Ländern enthält und sehr häufig als Vergleichsindex benutzt wird. Aus Bild 18 ist zu entnehmen, dass der MSCI-World Index [14] zum Ende des Jahres 2007 sehr massiv seine 200-Tage-Durchschnittslinie durchstoßen hat. Eine Entwicklung dieser Art hat es zum letzten Mal zum Ende des Jahres 2000 gegeben. Obwohl die aktuelle wirtschaftliche Situation in keiner Weise mit der damaligen Situation zu vergleichen ist, muss sehr wahrscheinlich dennoch davon ausgegangen werden, dass sich das wirtschaftliche Wachstum auf der Welt verringern wird.

In diesem Zusammenhang kommt der sich beschleunigenden Inflation, insbesondere in Asien, eine ganz besondere Bedeutung zu. Die Art und Weise, wie und wie erfolgreich die Inflation eingedämmt werden kann, wird einen wesentlichen Einfluss auf die Entwicklung der Weltwirtschaft haben.

Unabhängig von den anstehenden kurzfristigen Entwicklungen wird die wirtschaftliche Entwicklung in Brasilien, Russland, Indien, China (BRIC) und anderen Schwellenländern (Bild 19) [15] in den nächsten Jahrzehnten dazu führen, dass die Nachfrage nach Rohstoffen fest und die Preise damit, trotz temporärer Schwankungen, tendenziell hoch bleiben werden.

Zusammenfassung

Im Wesentlichen hervorgerufen durch die wirtschaftliche Entwicklung in China ist in den letzten Jahren ein deutliches Wachstum der NE-Metallguss- sowie der Eisen- und Stahlgussproduktion zu verzeichnen. Darüber hinaus wächst die Weltrohstahlproduktion durch das Wachstum in China mit bis dahin für unvorstellbar gehaltenen Wachstumsraten. Im Vergleich zur Vergangenheit sind mittlerweile über 50% der Menschheit an der Nachfrage nach Rohstoffen beteiligt. Als Folge dieser Nachfrage und zum Teil in Kombination mit veränderten Marktstrukturen mussten und müssen Preissteigerungen von den Unternehmen und letztendlich den Konsumenten verkräftet werden, die es in dieser Massivität und Volatilität in den letzten Jahrzehnten noch nicht gegeben hat. In der derzeitigen Situation muss mit einem geringeren Wachstum der Weltwirtschaft gerechnet werden, das sehr wesentlich durch die Maßnahmen zur Bekämpfung der Inflation, insbesondere in Asien, beeinflusst werden wird. Auf mittlere und längere Frist gesehen wird aber in den nächsten Jahrzehnten mit einem mehr oder weniger kontinuierlichen Wirtschaftswachstum in China und den anderen Schwellenländern zu rechnen sein, so dass von einer dementsprechenden Nachfrage nach Rohstoffen ausgegangen werden kann.

Literatur

- [1] Mohaupt, M.: IKB Branchenbericht, Juni 2007
- [2] www.hydro.com: Die Aluminiumindustrie im Spannungsfeld weltweiter Märkte und regionaler Energieversorgung
- [3] www.worldsteel.org: Steel in Figures
- [4] www.stahl-online.de
- [5] Ameling, D.: Vortrag "Stahl bewegt die Welt", 21.11.07, www.stahl-online.de
- [6] Kaspercyk, J.: stahl und eisen 124 (2004) Nr:9, S.37-42
- [7] Jones, A.: Coke market report
- [8] Ameling, D.: stahl und eisen 123 (2003) Nr:3, S.39-45
- [9] Wagner, M.; Huy, D.: Commodity Top News No.24, Bundesanstalt für Geowissenschaften und Rohstoffe
- [10] www.crbtrader.com
- [11] www.lme.co.uk
- [12] Meadows, De.; Meadows, Do.; Zahn, E.; Milling, P.: Die Grenzen des Wachstums. Rowohlt Verlag GmbH, Hamburg 1973
- [13] Wagner, M.; Wellmer, F.-W.: stahl und eisen 124 (2004) Nr:7, S.41-45
- [14] www.onvista.de
- [15] Wilson, D.; Purushothaman, R.: Goldman Sachs, Global Economics Paper No. 99

Kontaktadresse:

Universität Duisburg-Essen, Fakultät für Ingenieurwissenschaften, Institut für angewandte Materialtechnik, Metallurgie der Eisen- u. Stahlerzeugung, 47119 Duisburg / D. Friedrich-Eberth-Straße 12, Tel.: +49 (0)203 379 3455 Fax: +49 (0)203 379 3464, E-Mail: ruediger.deike@uni-due.de, www.iam.uni-due.de

Chancen und Risiken des Klimaschutzes in der Gießereiindustrie*)

Risks and Opportunities of Climate Protection in the Foundry Industry



Dipl.-Ing. Adolf Kerbl, MBA

Geschäftsführer des Fachverbandes der
Gießerei-Industrie Österreichs

Klimaschutz, Klimaerwärmung und die Folgen des Klimawandels sind zurzeit in aller Munde und finden sich in allen Medien wieder. Betrachtet man das Thema detailliert, so zeigt sich, dass – ausgehend vom Kyoto-Protokoll – viele der Fakten und Hintergründe nur unzureichend beleuchtet und daher auch oft ideologisch und nicht objektiv behandelt werden.

Unabhängig von den wissenschaftlichen Diskussionen zum Klimaschutz ist festzuhalten, dass ein Großteil der klimarelevanten Emissionen der Erde der Natur entstammt, und nur ein geringer Teil dem Menschen, und davon wieder nur ein geringer Teil der Industrie, zuzuordnen ist.

Betrachtet man die Kohlenstoffbilanz der gesamten Erde, so betragen die von Menschenhand verursachten CO_2 Emissionen an der gesamten Kohlenstoffbilanz der gesamten Erde nur um die 5% (**Bild 1**).

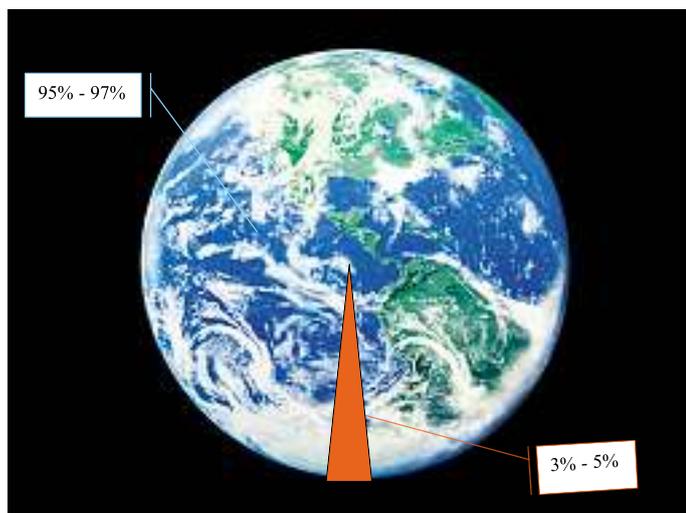


Bild 1: Treibhausbilanz Erde

Betrachtet man hingegen den CO_2 -Anstieg in der Erdatmosphäre, so zeigt sich, dass durch die menschlichen Aktivitäten die CO_2 -Konzentration der Erdatmosphäre in den letzten Jahrzehnten stark zugenommen hat (**Bild 2**).

Betrug die CO_2 -Konzentration vor 100 Jahren um die 300 ppm und davor im Bereich um 270 ppm, so beläuft sie sich zurzeit auf ca. 350 ppm. Dieses Faktum spiegelt den Einfluss der menschlichen Aktivitäten auf die CO_2 -Konzentration in der Erdatmosphäre wieder.

Im Wesentlichen können die Hauptemittenten der CO_2 -Emissionen auf 4 Bereiche fixiert werden (**Bild 3**).

Dies sind die Bereiche Energieaufbringung, Raumwärme, Industrie und Verkehr.

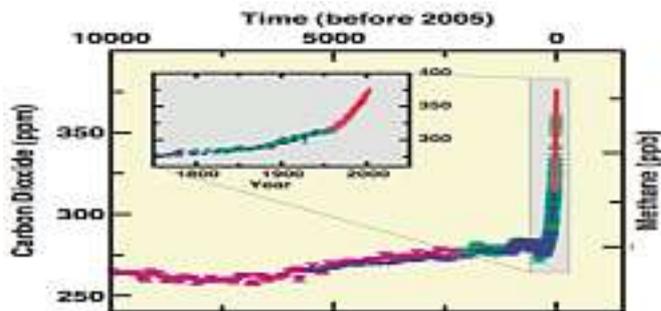


Bild 2: Veränderung der CO_2 -Konzentration in der Erdatmosphäre

Quelle: IPCC Graphics Presentations



Raumwärme

Energieaufbringung

Industrie

Verkehr

Bild 3: Hauptemittenten der CO_2 -Emissionen

Je nach Entwicklungsstand und Ausprägung in den einzelnen Ländern sind diese Größen unterschiedlich. Generell ist es jedoch so, dass der am stärksten wachsende Emissionsbereich üblicherweise dem Verkehr zuzuordnen ist. Für Österreich kann festgehalten werden, dass die Industrie ihre Emissionen über die letzten Jahre relativ konstant gehalten hat und kaum Wachstumsraten aufweist. Der Industrie ist es gelungen, den laufend stattfindenden Produktionszuwachs vom Energieverbrauch zu entkoppeln. Die Energieeffizienz unserer Anlagen ist weitgehend ausgereizt und auf höchstem Niveau. Weiters gibt es im Bereich der Raumwärme Zuwächse, da die individuellen Wohnungsbedürfnisse der einzelnen Menschen ständig zunehmen und auch Zweit- und Singlewohnungen im Trend liegen.

Folgt man der medialen Berichterstattung in Europa, könnte man glauben, dass weltweit sehr viele Maßnahmen zum Klimaschutz gesetzt werden. Tatsache ist jedoch, dass sich die größten Emittenten – wie Amerika, China, Indien und Asien – am Kyoto-Protokoll und den nachfolgenden Verpflichtungen nicht beteiligen und kaum strukturelle Maßnahmen zur Eindämmung der CO_2 -Emissionen setzen.

Der Anteil der EU an den globalen Treibhausgasemissionen liegt derzeit bei 14% und wird schon bald weniger als 10% betragen, während auf China bis 2030 rund ein Drittel der globalen Emissionen entfallen könnten. Dies ist eine bedenkliche Entwicklung, noch dazu, wo die Entwicklungsländer wie China und Asien im Kyoto-Protokoll

*) Aktualisierter Vortrag der 52. Österr. Gießerei-Tagung, 4. April 2008, St. Pölten / OÖ

nicht integriert sind und somit auch für diese keine politischen Zielvorgaben existieren (**Bild 4**).

Aber gerade in diesen Ländern zeigt die Prognose den größten Anstieg der CO₂-Emissionen in den nächsten Jahren (**Bild 5**).

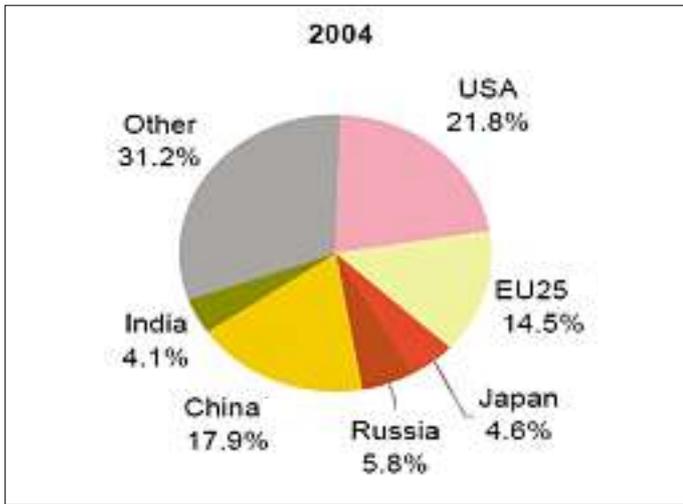


Bild 4: Weltweite CO₂-Emissionen

Quelle: European Commission (2006)

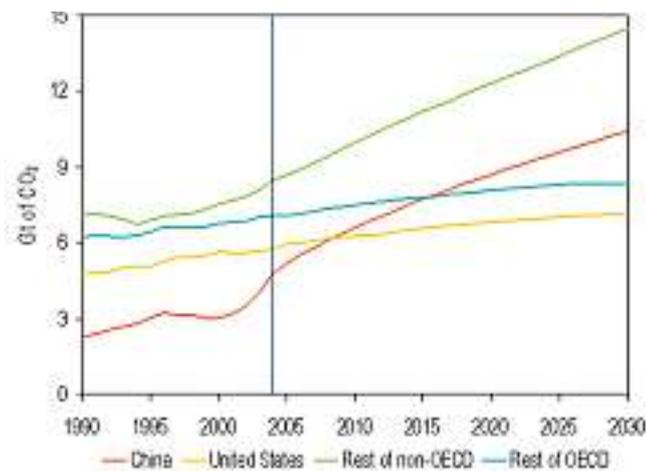


Bild 5: Weltweite CO₂-Emissionen im Referenzszenario 1990 bis 2030

Quelle: World Energy Outlook (2006)

■ Reduktionsziele der EU 15 für 2008 – 2012 relativ zum Basisjahr 1990, Ø – 8 %

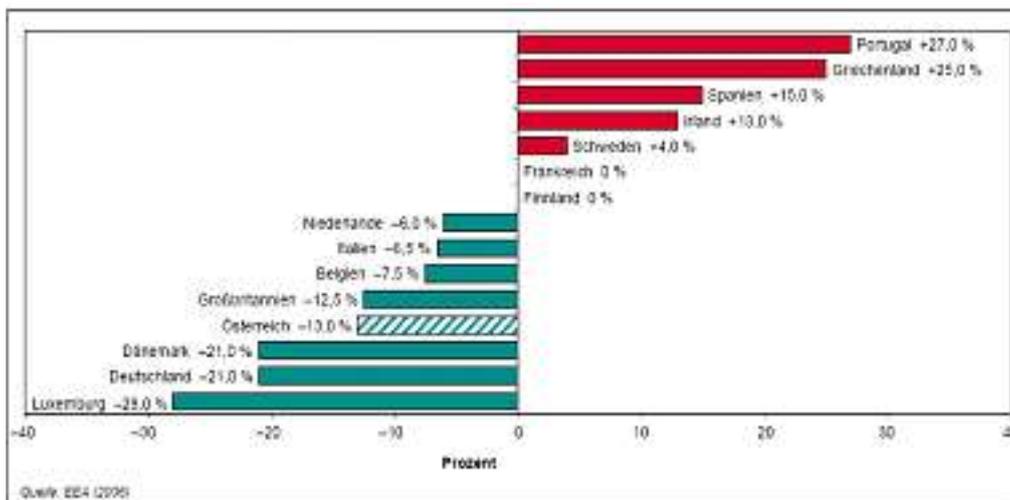


Bild 7: Die Kyoto-Reduktionsziele der EU 15

Quelle: EEA (2006)

- Ziel ist Reduktion der Treibhausgase um ca. 5 % bis Ø 2008 – 2012 gegenüber Ist-Emission 1990
- Gase: CO₂, CH₄, N₂O, FKW's, HFKW's, SF₆
- Nur Industrieländer, keine Entwicklungsländer wie China, Indien,
- EU – 8 %, USA – 7 %
- Canada, Ungarn, Polen – 6 %
- Russland 0 %
- Norwegen + 1 %
- Australien + 8 %

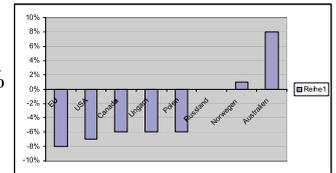


Bild 6: Überblick Kyoto-Protokoll

Europa, Japan und Russland haben als einige der wenigen Industrieländer das Kyoto-Protokoll ratifiziert und sich verpflichtet, ihre CO₂-Emissionen zu senken. Das Kyoto-Protokoll ist mit seinen Reduktionsverpflichtungen (**Bild 6**) ein willkürlich politisch festgelegter Akt und hat mit einer Berücksichtigung der Energieeffizienz oder der Sauberkeit der einzelnen Volkswirtschaften innerhalb der einzelnen Kontinente nichts zu tun. Im Protokoll selbst wird festgelegt, dass Europa im Durchschnitt einer Reduktionsverpflichtung von 8% nachzukommen hat. Diese Verpflichtung wurde aber nicht einheitlich auf die einzelnen Mitgliedsstaaten aufgeteilt, sondern politisch willkürlich festgelegt. Im Rahmen dieser Festlegung hat Österreich ein überproportionales Reduktionsziel von 13% übernommen, wie der Grafik in **Bild 7** zu entnehmen ist.

Vergleicht man dazu die Energieintensität der einzelnen Mitgliedsländer so zeigt sich, daß Österreich bei der pro Kopf Emission bzw. bei den Emissionen pro BIP ein Spitzenreiter im positiven Sinn innerhalb der europäischen Union ist (**Bild 8**). Trotzdem fand dies keine Berücksichtigung in den Zielvorgaben. Würde man Österreich mit anderen Industrieländern wie zum Beispiel Amerika vergleichen, so stellt sich das Bild noch dramatischer dar: Jeder Einwohner Amerikas emittiert pro BIP als auch pro Person ein Vielfaches eines Österreichers und trotzdem hat sich Amerika zu keinen CO₂-reduzierenden Maßnahmen verpflichtet. Seitens Amerikas wurde immer das Argument vorgebracht, dass eine solche Reduktion wirtschaftlich nicht vertretbar ist und die amerikanische Wirtschaft negativ beeinflussen würde. Symptomatisch ist es, dass gerade Amerika bei den Verhandlungen zum Kyoto-Protokoll, ein flexibles Instrument, wie den Emissionshandel, einzubeziehen gefordert hat. Diesem Drängen der amerikanischen Politik hat sich Europa angeschlossen, ohne dass Amerika dem Protokoll beigetreten ist. Somit hat der Emissionshandel im Kyoto-

Protokoll und in Europa Einzug gehalten. Europa hat – wie in vielen anderen Bereichen – eine Vorreiterrolle übernommen.

Mit dieser Regelung sind energieintensive Unternehmen verpflichtet, ihre CO₂-Emissionen zu reduzieren bzw. ihre Reduktionsziele über einen CO₂-Handel zu erreichen.

In den ersten beiden Phasen des Emissionshandels (2006 bis 2008 und 2008 bis 2010) konnte nach langen Verhandlungen erreicht werden, dass die Gießereiindustrie im deutschsprachigen Raum in dieses Emissionshandelssystem nicht direkt integriert ist. Indirekte Auswirkungen gibt es jedoch über kosten-treibende Wirkungen bei der Stromerzeugung und bei der Grundstoffindustrie durch den Emissionshandel sowie durch indirekte Kostenüberwälzungen über Ökostromgesetze und Sonstiges.

In den aktuellen Entwürfen, die in Europa als Ziel eine Reduktion der Emissionen bis zum Jahr 2020 planen, werden voraussichtlich Gießereibetriebe mit einer installierten Brennstoffwärme-Nutzleistung von mehr als 20 MWh in den Emissionshandel verpflichtend integriert. Mit dieser Grenzwerentwicklung und dem zugrunde gelegten Berechnungsmodell wird in Österreich voraussichtlich keines unserer Unternehmen betroffen sein.

Neben dieser direkten Relevanz ist jedoch die gesamte europäische Wirtschaft mit diesem Thema konfrontiert. Neben den bereits stattgefundenen Kostenschüben bei Energie wird dies auch zukünftig

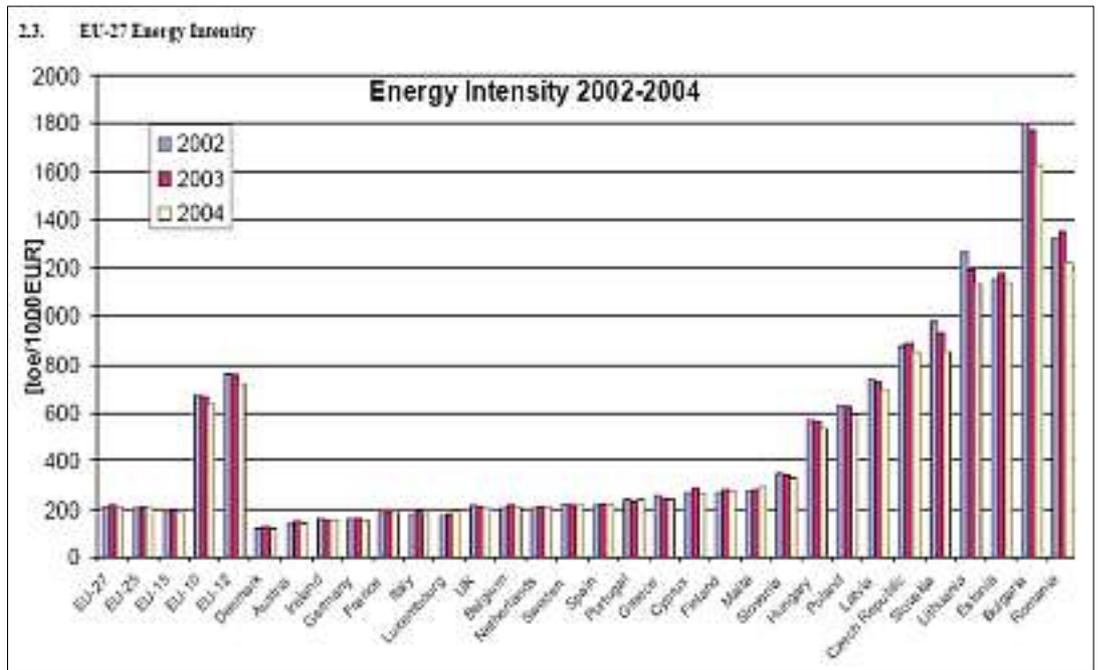


Bild 8: Energieintensität

Quelle: Eurostat

- Voraussichtlich keine Gießerei in Österreich in ET bis 2020
- Rahmenprogramme zur CO₂ – Reduktion
- Verteuerung der Energie durch Klimamaßnahmen
- Belastung der energieintensiven Vorprodukte durch ET
- Verkehrspolitische Maßnahmen
- Wettbewerbsverzerrung innerhalb und außerhalb EU
- Einseitige Belastung: EU / Welt Österreich / EU ET / Restl. Wirtschaft

Bild 9: Betroffenheit der Branche / Risiken

- Vorteil durch „First Mover Advantage“
- Abkoppelung des fossilen Rohstoffverbrauchs vom Wirtschaftswachstum
- Außenhandelsbilanzentlastung
- Innovationsanreize
- Neue Förderschienen
- Wirtschaftlicher Wandel zu Leichtbauteil und Energiesparmaßnahmen speziell bei der Energieumwandlung und im Verkehr

Bild 10: Betroffenheit der Branche / Chancen

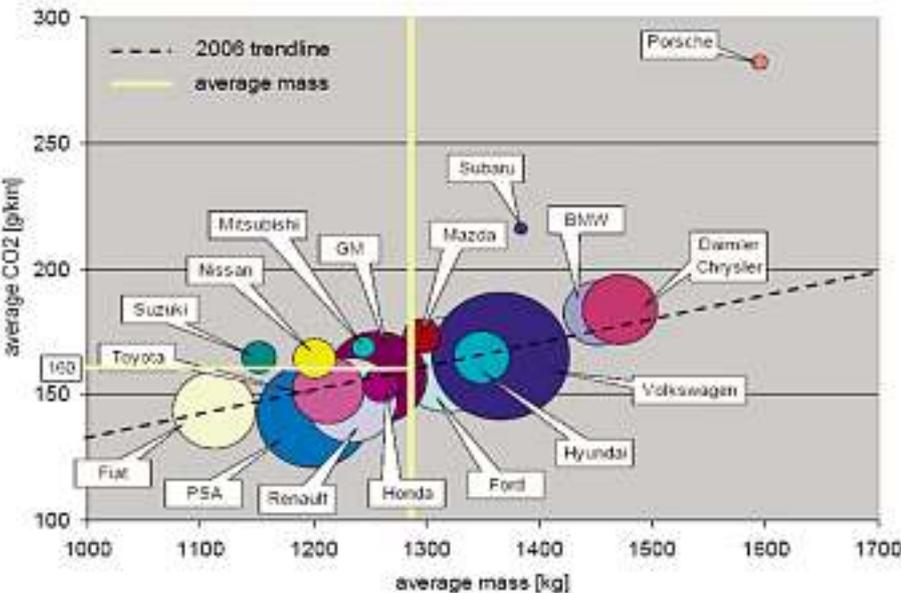


Bild 11: CO₂-Emissionen einzelner Automarken

über das Thema Klimaschutz weiter passieren. Veränderungen im Transportwesen und der Fahrzeugtechnologie werden die Folgen sein, Leichtbau und effizientes Energiemanagement eine unausweichliche Folge der jetzt eingeleiteten Strategien (Bild 9 u.10). Alle diese Szenarien zeigen, dass unter dem Thema Klimaschutz Eingriffe in die Marktwirtschaft getätigt werden, die gravierende Einflüsse auf die Industrie und damit auch auf die Gießereibranche haben. Neben dem Kostendruck, der sich negativ auf die Wettbewerbsfähigkeit auswirkt, gibt es auch einen Innovations Schub, der sich positiv auf die europäische Wirtschaft auswirken kann.

Bild 11 gibt als Beispiel einen Überblick über die CO₂-Emissionen der verschiedenen KFZ-Herstellerflotten. Der Aspekt Leichtbau und die Emissionsreduktion werden zukünftig voraussichtlich noch stärker betrachtet werden.

Welcher Weg letztendlich eingeschlagen wird und wie die individuellen Auswirkungen sind, hängt von der Qualität der EU-Strategie und auch von den nationalen Programmen und deren Umsetzung ab.

Es bleibt zu hoffen, dass die Chancen genutzt werden und es nicht zu einseitigen Belastungen für die Industrie kommt.

Kontaktadresse:

Fachverband der Gießereiindustrie, 1045 Wien, Wiedner Hauptstraße 63, Tel.: +43 (0) 5 90 900 3463, Fax: +43 (0) 5 90 900 118017, E-Mail: giesserei@wko.at



Mitteilungen der WFO World Foundrymen Organization



www.thewfo.com

69. Gießerei- Weltkongress im Oktober 2010 in China



Anlässlich der Abschlussfeierlichkeiten zum 68. WFC im Februar 2008 in Chennai / Indien wurde den Mitgliedsorganisationen der WFO vom Gastgeber des 69. WFC 2010, China, ein Einladungsschreiben mit nachstehendem Wortlaut überreicht:



Einladung – Letter of Invitation

Mit dem Vertrauen und mit Unterstützung der WFO und ihrer Mitglieder wird die Foundry Institution of Chinese Mechanical Engineering Society FICMES Gastgeber des 69. Gießerei-Weltkongresses WFC 2010 sein. Wir laden Sie herzlich ein, an diesem 69. WFC im Oktober 2010 in Hangzhou teilzunehmen.

Während des Kongresses werden sich Gießereifachleute aus der ganzen Welt in Hangzhou

treffen. Kongress und Ausstellung werden den Gießern eine ideale Gelegenheit zum Austausch ihrer Ideen für die Gestaltung einer gemeinsamen Zukunft der globalen Gießerei-Industrie bieten. Den Teilnehmern wird darüber hinaus die Gelegenheit geboten, die traditionelle chinesische Kultur näher kennen zu lernen.

Die Gießerei-Industrie hat eine lange Geschichte und ist von großem Nutzen für unsere Welt. Mit der Entwicklung der Weltwirtschaft hat auch die chinesische Gießerei-Industrie eine rasante Entwicklung erfahren und ist auf dem Weg, zum größten Gussproduzenten und Gussverbraucher der Welt aufzusteigen.

Das Leitmotiv des Kongresses wird „Die grüne Gießerei“ sein. Der Grund für diese Themenwahl liegt darin, dass unsere Welt derzeit mit großen Problemen auf dem Energie-, Rohstoff- und Umweltsektor konfrontiert ist. Die Erforschung neuer Gießerei-Technologien, von Methoden zur Energieeinsparung und der Umweltschutz sind wesentliche Probleme, die im Hinblick auf eine harmonische und nachhaltige Entwicklung der menschlichen Gesellschaft im Einklang mit der Natur einer Lösung bedürfen.

FICMES war schon im Jahre 1995 erfolgreicher Gastgeber des 61. Gießerei-Weltkongresses in Peking, der allen Teilnehmern noch in eindrucksvoller Erinnerung ist. Als Gastgeber des 69. WFC wird China nun wieder in den Mittelpunkt der weltweiten Gießerei-Industrie treten. Der Kongressort Hangzhou (im Yangtze Delta im Südosten Chinas) ist eine offene, moderne und vitale internationale Metropolis mit einer prosperierenden Wirtschaft und mit bequemen Verkehrseinrichtungen, in deren Umfeld sich hervorragende Gießereien und mit diesen in Verbindung stehende Unternehmen befinden.

Hangzhou ist eine dynamische Stadt und ein internationales Tourismuszentrum. Schon der italienische Weltreisende Marco Polo hat Hangzhou als die schönste und prachvollste Stadt der Welt bezeichnet. Die Stadt ist 2.200 Jahre alt und ein berühmter kulturhistorischer Distrikt. Sie war eine der 7 altehrwürdigen Hauptstädte Chinas.

Dank an die WFO für die Gewährung der Gastgeberrolle. Wir sind überzeugt, dass der Kongress durch unseren gemeinsamen Einsatz ein voller Erfolg werden wird und einen Beitrag zur Weiterentwicklung der weltweiten Gießerei-Industrie leisten kann.

Wir erwarten Sie 2010 in Hangzhou, China.

Rongde LI, Vorsitzender des Organisationskomitees des WFC 2010 und Präsident der FICMES

Neuer CAEF- Generalsekretär bestellt



Der Rat des Europäischen Gießereiverbandes wählte am 9. Juni 2008 in Vicenza / Italien Herrn Max Schumacher zum Generalsekretär der European Foundry Association. Rechtsanwalt Max Schumacher tritt die Nachfolge von Dr. Klaus Urvat an, der nach 12 jähriger Tätigkeit das Amt niederlegte.

Max Schumacher ist seit 1993 im Deutschen Gießereiverband tätig; seit 2000

untersteht ihm das Referat *Recht* im DGV. Schumacher zeichnete in den letzten Jahren als Sekretär für die CAEF-Kommission 2 (Umwelt) verantwortlich.

In seiner Funktion als Justitiar des DGV war er unter anderem auch mit den CAEF-Rechtsangelegenheiten, wie z.B. der Erarbeitung der Geschäftsbedingungen europäischer Gießereien sowie Antidumping-Maßnahmen betraut.

Informationen:

CAEF – The European Foundry Association,
D-40237 Düsseldorf, Sohnstraße 70,
Tel.: +49 (0)211 6871 215,
Fax: 205,
E-Mail: info@caef-eurofoundry.org, info@caef.eu,
www.international-foundry-forum.org, www.caef.eu



Meetings der CAEF The European Foundry Association

Der Europäische Gießereiverband hat für 2008/2009 bisher folgende Veranstaltungstermine bekanntgegeben:

04./05.09. 2008	Sektion Walzen, Schweden
10.09.	Sektion Strangguß, Frankfurt/M *)
18./19.09.	International Foundry Forum 2008, Wien **)
09./10.10.	Gruppe Stahlguß, Joinville (F) *)
15./17.10.	Gruppe Duktiles Gusseisen, Istanbul (Türkei)
16./17.10.	CAEF-Young Entrepreneurs Club, Pirna
20./21.10.	Sektion Guß für Windkraftanlagen, Italien
05.11.	Sektion Automobilguß, Frankfurt
23./24.04. 2009	Gruppe Stahlguß, Ankara (Türkei) *)
06./08.06.	CAEF Council Meeting, Wien *)

*) Geänderter Termin bzw. Veranstaltungsort

**) Persönliche Einladung erforderlich (www.international-foundry-forum.org)

Informationen: CAEF – The European Foundry Association, D-40237 Düsseldorf, Sohnstraße 70, Tel.: +49 (0)211 6871 215, Fax: 205, E-Mail: info@caef-eurofoundry.org, info@caef.org, www.international-foundry-forum.org, www.caef.org

Veranstaltungskalender

Weiterbildung – Seminare – Tagungen – Kongresse – Messen

Der Verein Deutscher Gießereifachleute bietet im 2. Halbjahr 2008 in seiner VDG-Akademie folgende Weiterbildungsmöglichkeiten an:

Datum:	Ort:	Thema:
2008		
17.09.	Düsseldorf	Metallographie für Stahl-Gußwerkstoffe (SE)
18./19.09.	Düsseldorf	Tongebundene Formstoffe und ihre Prüfverfahren (SE)
18./20.09.	Schwelm	Erfolgreiches Führen -Teil 1 (WS)
18./20.09.	Stuttgart	Grundlagen der Gießereitechnik (QL)
25./26.09.	Düsseldorf	Grundlagen u. Praxis d. Sandaufbereitung u. Steuerung v. tongebundenen Formstoffen (QL)
08./09.10.	Heilbronn	Fortbildungslehrgang für Immissionsschutzbeauftragte
10./11.10.	Düsseldorf	Druckguss (QL)
16./18.10.	Stuttgart	Grundlagen der Gießereitechnik (QL)
24./25.10.	Stuttgart	Schmelzen von Gusseisenwerkstoffen (QL)
28./29.10.	Düsseldorf	Kernmacherei (QL)
06./08.11.	Duisburg	Grundlagen d. Gießereitechnik f. Eisen-, Stahl- u. Temperguß (QL)
12./13.11.	Düsseldorf	Werkstoffprüfung der Gusswerkstoffe (SE)
18./19.11.	Bonn	Metallurgie u. Schmelztechnik der Al- u. Mg-Gußwerkstoffe (SE)
21./22.11.	Stuttgart	Schmelzen von Kupfergusswerkstoffen (QL)
27./29.11.	Duisburg	Grundlagen der Gießereitechnik (QL)
03.12.	Düsseldorf	Ausferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit (SE)
04./06.12.	Kassel	Erfolgreiches Führen – Teil 2 (WS)
10./11.12.	Düsseldorf	Formfüllung, Erstarrung, Anschnitt- u. Speisertechnik bei Gusseisenwerkstoffen (SE)
10./11.12.	Aalen	Druckgießtechnologie – Grundlagen d. Werkstoffe, Maschinen u. Gießtechnik (PS)
12./13.12.	Düsseldorf	Kokillenguß (QL)
16./17.12.	Düsseldorf	Schichten von Sandformen und Kernen (SE)
18.12.	Düsseldorf	Betriebsdaten-Management – BDM (SE)

Änderungen vorbehalten!

IV=Informationsveranstaltung, MG=Meistergespräch, PL=Praxislehrgang, PS= Praxisseminar, QL=Qualifizierungslehrgang, SE=Seminar, WS=Workshop, FT=Fachtagung

Nähere Informationen erteilt der VDG: D-40237 Düsseldorf, Sohnstraße 70,

Tel.: +49 (0)211 6871 256, E-Mail: info@vdg-akademie.de, Internet: www.vdg-akademie.de

Leiter der VDG-Akademie: Dipl.-Ing. Dipl.-Wirtsch.-Ing. Marc Sander, Tel.: +49 (0)211 6871 256,

E-Mail: marc.sander@vdg-akademie.de

Seminare, Meistergespräche, Fachtagungen: Frau A. Kirsch, Tel.: 362, E-Mail: andrea.kirsch@vdg-akademie.de

Qualifizierungslehrgänge, Workshops: Frau C. Knöpken, Tel.: 335/336, E-Mail: corinna.knoepken@vdg-akademie.de

DGM-Fortbildungsseminare und -praktika der Deutschen Gesellschaft für Materialkunde e.V. (www.dgm.de)

2008

17./19.09.	Freiberg	Bruchmechanik: Grundlagen, Prüfmethode, Anwendungsbeispiele
23./26.09.	Darmstadt	Einführung i.d. Metallkunde f. Ingenieure u. Techniker
29.09./01.10.	Siegen	Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe
14./15.10.	Braunschweig	Schweißtechnische Problemfälle: Metallkundl.-technolog. Analyse
22./24.10.	Saarbrücken	Gefüge u. Schädigung: Ionen- u. elektronenmikroskopische Präparation u. 3D-Analyse
04./06.11.	Jülich	Hochtemperaturkorrosion
10./11.11.	Karlsruhe	Mechanische Oberflächenbehandlung zur Verbesserung der Bauteileigenschaften
11./13.11.	Dortmund	Moderne Beschichtungsverfahren
12./13.11.	Karlsruhe	Moderne Methoden für Literatur- u. Patentrecherchen
13./14.11.	Düsseldorf	STAHL 2008 „Leistung für morgen“ (www.stahl2008.de)
30.11./02.12.	Ermatingen (CH)	Magnesium – European Executive Seminar
01./02.12.	Kaiserslautern	Schicht- u. Oberflächenanalytik
04./05.12.	Berlin	Werkstoffprüfung 2008
01./02.12.	Kaiserslautern	Schicht- u. Oberflächenanalytik
30.12.	Berlin	Bauteilmetallographie

Nähere Informationen: DGM Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V., D-60325 Frankfurt a.M., Senckenberganlage 10, www.dgm.de, www.materialsclub.com.

Weitere Veranstaltungen:

2008

01./04.09.	Nürnberg	MSE 08 – Materials Science a. Engineering – Congress a. Exhibition (www.mse-congress.de)
01./04.09.	Miskolc – Lillafüred (HU)	5 th Int. Conference on Solidification a. Gravity (SG 08)
04./06.09.	Zakopane (PL)	7 th Int. Conference Modern Foundry Technologies – Environmental Protection (www.odlev.agh.edu.pl/ochrona)
09./13.09.	Stuttgart	AMB 2008 Int. Ausstellung f. Metallbearbeitung (www.amb-messe.de)
09./13.09.	Husum	11. Int. Messe HUSUM WindEnergy
09./13.09.	Stuttgart	AMB Leitmesse f. Metallbearbeitung (www.messe-stuttgart.de/amb)
10./12.09.	Portoroz	48 th Internat. Foundry Conference of Slovenia (www.drustvo-livarjev.si)
10./14.09.	Nürnberg	MSE 2008 – Materials Science and Engineering (www.mse-congress.com)
15./19.09.	Brno	50.Int. Maschinenbaumesse MSV 2008 u. 6.Int. Messe f. Metallbearbeitung IMT 2008 (www.bvv.cz/msv, www.bvv.cz/imt)
16./17.09.	Quingdao (Cn)	3 rd Global Foundry Sourcing Conference (www.foundry-suppliers.com)
16./19.09.	Donetsk (Ua)	5. Int. METALLURGY 2008 (www.expodon.dn.ua/2008/metallurgy)
17./19.09.	Jena	42. Metallographietagung Materialographie 2008 (www.dgm.de/metallographie)
18./19.09.	Aalen	16. Mg-Abnehmerseminar (www.efm-aalen.de)
22.09.	Neuss/D	DIN-Seminar „Produkthaftungsrisiko im Stahlbereich“ (www.beuth.de/seminare)
22./25.09.	Stuttgart	27. MOTEK Int. Fachmesse f. Montage- u. Handhabungstechnik (www.motek-messe.de)
22./26.09.	Aachen	ICAA 11 – Int. Conference on Aluminium Alloys (www.dgm.de/icaa11)
23./25.09.	Essen	ALUMINIUM 2008 – 7. Weltmesse mit Kongreß (www.aluminium2008.com)
23./25.09.	Luxembourg	PROCEED 2008 – Zentraleurop. Fachmesse f. Zulieferung (www.proceedexpo.com)
23./26.09.	Dortmund	QualiPro 2008 – Qualitätssicherung in der Produktion (www.qualipro-messe.de)
24./26.09.	Kielce (PL)	METAL & NONFERMET (www.targikielce.pl)
24./26.09.	Kanton Cn	Asiamold
25.09.	Leoben	1. CT-Infotag für Gießer (Info: office@ogi.at)
07./10.10.	Wien	VIENNA-TEC (www.messe.at)
13./14.10.	Nürnberg	Leichtbau in Guss (www.hanser.de/guss)
14./15.10.	Berlin	3. Deutscher Maschinenbau-Gipfel (www.maschinenbau-gipfel.de)
14./18.10.	München	MATERIALICA 2008 (www.materialica.de)
16.10.	Ismaning/D	DIN-Seminar „Internationale Werkstoffnormung“ (www.beuth.de/seminare)
17.10.	Ismaning/D	DIN-Seminar „Internationale Werkstoffnormung“ (www.beuth.de/seminare)
16./19.10.	Türkei	ANKIROS, ANNOFER u. TURKCAST
19./22.10.	Dallas (USA)	12 th World Conf. on Investment Casting a. Equipment Expo (mperry@investmentcasting.org)
20./22.10.	Las Vegas	Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron – 60 Jahre GGG (www.ductile.org)
23./24.10.	Freiberg/Sa.	18. Ledebur-Kolloquium (Info: Prof. W. Tilch, Tel. +49 (0)3731 392853)
28./30.10.	Stuttgart	parts2clean – Int. Leitmesse für Reinigung in der Produktion (www.parts2clean.de)
05./06.11.	München	6. Hochschul-Kupfersymposium (www.kupferinstitut.de/symposium)
07./09.11.	Sharm El-Sheik	7 th Foundry Symposium ARABCAST 2008 (Info: egyptfoundry@hotmail.com)

18./21.11.	Basel (CH)	Zuliefermesse Swisstech 2008 (www.swisstech2008.com) zusammen mit PRODEX – Fachmesse f. Werkzeugmaschinen u. Fertigungsmesstechnik (www.prodex.ch)
03./06.12.	Frankfurt/M.	EUROMOLD – Weltmesse für Werkzeug- und Formenbau, Design und Produktentwicklung (www.euromold.com)
2009		
10./11.02.	Magdeburg	Gießtechnik im Motorenbau
23./26.03.	Darmstadt	2nd Int. Conf. On Material a. Component Performance under Variable Amplitude Loading (www.dvm-berlin.de)
25./28.03.	Budapest	EECR STEEL 2009 „Energy Efficiency and CO ₂ -Reduction in the Steel Industry“ (www.eecrsteel.com)
07./09.04.	Brno (CZ)	Stainless 2009 a. 5 th Int. Stainless Steel Congress
07./10.04.	Las Vegas (USA)	113 th Metalcasting Congress
16./17.04.	Shanghai (Cn)	4 th Global Foundry Sourcing Conference (www.foundry-suppliers.com)
20./24.04.	Hannover	Hannover Messe Industrie
20./24.04.	Detroit (USA)	SAE World Congress 2009 – Society of Automotive Engineers
22./24.04.	Leoben	9. DGM Tagung „Gefüge und Bruch“ (depmw.unileoben.ac.at)
23./24.04.	Linz a. d. Donau	53. Österreichische Gießereitagung
22./25.04.	Salzburg	PROTEX Fachmesse f. Arbeitsschutz u. moderne Berufsbekleidung (www.protex-messe.at)
14./15.05.	Berlin	Deutscher Gießereitag
01.06.	Brno (CZ)	WFO Technical Forum 2009 „History and Future of Castings“
02./03.06.	Brno	46 th Czech Foundry Days with WFO-General Assembly and MEGI-Meeting
23./25.06.	Düsseldorf	3. Int. Fachmesse f. Gußprodukte mit 4. NEWCAST-Forum (www.newcast.com)
23./25.06.	Salzburg	euroLITE Int. Fachmesse f. Leichtbaukonstruktion (www.euroLITE-expo.eu)
23./25.06.	Salzburg	euroSUPPLY I. Int. Zuliefermesse f. Teile, Komponenten, Technologien (www.hundkmesse.de)
28.06./01.07.	QI Resort a. Spa (AUS)	LMT2009 4th Int. Light Metals Technology Conference (www.lightmetals.org)
20./22.10.	Stuttgart	parts2clean Int. Leitmesse f. Teilereinigung i.d. Produktion (www.parts2clean.de)
26./29.10.	Weimar	8 th Int. Conf. on Mg-Alloys and their Applications
2010		
20./23.03.	Orlando (USA)	CastExpo '10
12./16.04.	Detroit (USA)	SAE World Congress 2010 (Society of Automotive Engineers)
03./07.05.	Schaumburg (USA)	114 th Metalcasting Congress
04./06.05.	Düsseldorf	Aluminium Brazing – 6. Int. Kongreß (www.alu-verlag.de)
30.08./02.09.	Nürnberg	MSE 2010 – Materials Science a. Engineering
21./25.09.	Stuttgart	AMB 2010 (www.amb-messe.de)
Oktober	Hangzhou	69th WFC World Foundry Congress (www.founmdrynations.com und www.wfc2010.com)
2011		
28.06./02.07.	Düsseldorf	GIFA, METEC, THERMPROCESS, NEWCAST

Ausstellereinladungen für NEWCAST 2009 verschickt



Wenn es sie nicht schon geben würde, man müsste sie direkt erfinden: Die internationale Fachmesse für Gussprodukte, NEWCAST, schreibt nach zwei sehr gelungenen Veranstaltungen ihre Erfolgsgeschichte weiter: Beeinflusst durch aktuelle Entwicklungen im Markt und dem Wunsch vieler Aussteller nach einem engeren Messeturnus wird die nächste NEWCAST schon vom **23. bis 25. Juni 2009** ihre Tore in Düsseldorf öffnen.

Neu im Verbund mit der NEWCAST ist der Innovation Park NEWPART für Schmiede- und Sinterteile und die Metals Plaza, ein Forum für den Handel mit Rohstoffen- und Metallen sowie Logistik und Anarbeitung, die von der METEC zur NEWCAST wandert.

Das beliebte, informative Rahmenprogramm bündelt sich im 4. NEWCAST Forum mit messebegleitenden Seminaren und Kongressen. Die NEWCAST zeigt im kommenden Jahr erstmals auch Werkstoffe und Verfahren, die eine ähnlich große Rolle wie der Guss im Halb- und Fertigteilprozess der Industrie spielen. Diese Themen finden auf der NEWCAST eine Plattform mit entsprechender weltweiter Relevanz. Dabei soll sich die Messe in den kommenden Jahren zum umfassenden Markt-

forum für die Branchen Fahrzeugbau, Luft- und Raumfahrt, Bahn- und Schienenverkehr, Schiffsbau, Maschinen- und Anlagenbau, Bauwirtschaft, Elektrotechnik und Elektronik, Medizin und Engineering entwickeln und sich vor allem an Konstrukteure und Anwender von Guss- und Metallteilen richten.

Für interessierte Unternehmen besteht ab sofort die Möglichkeit, sich bei der Messe Düsseldorf für die NEWCAST 2009 anzumelden. Projektleiter Friedrich Georg Kehrer: „Wir haben unsere Ausstellereinladungen gerade verschickt und freuen uns sehr, dass ein großes Interesse seitens der Unternehmen besteht auf der NEWCAST auszustellen.“ Kehrer und sein Messteam erarbeiteten mit der sogenannten „Check in“-Broschüre einen informativen Folder, der auf deutsch und englisch die Daten der NEWCAST zusammenfasst. Das „Check in“ enthält die wichtigsten Informationen zur Besucherbefragung der Messe Düsseldorf – u.a. die Gesamtbeurteilung der Messe mit einem 96prozentigen Zufriedenheitsgrad der Fachbesucher; eine Übersicht der wichtigsten Aussteller der vergangenen NEWCAST sowie einen Überblick über die Branchen, die sich auf der Messe in Düsseldorf präsentieren werden. Projektleiter Kehrer: „Wir laden die Aussteller auch herzlich zu unseren Standinformationsgesprächen ein, bei denen wir vor allem die individuellen Stand- und Gestaltungswünsche der Firmen besprechen.“

Unternehmen, die sich für eine Teilnahme an der NEWCAST und dem NEWPART Innovation Park interessieren, können sich direkt im Internet unter <http://www.newcast.de/> anmelden.

Für weitere Informationen stehen das Projektteam der NEWCAST mit Markus Liedtke und Vivien Kotschedoff (Tel: 0049(0)211/4560-447/-478) gerne zur Verfügung.

Aus den Betrieben

Investitionen in das Elektrostahlwerk der MFL-Gießerei

Neben laufenden Modernisierungsmaßnahmen, diversen Erweiterungsinvestitionen und Verbesserung der betrieblichen Infrastruktur stehen besonders Maßnahmen für Umweltverbesserungen und Verbesserungen der Arbeitsbedingungen im Vordergrund.

Die zuletzt umgesetzte Investition umfasste Einhausungen für die beiden Elektrolichtbogenöfen der Stahlgießerei zur verbesserten Erfassung der beim Schmelzprozess sowie bei der Sekundärmetallurgie entstehenden Stäube. Das Ziel dabei bestand darin, die bei der alten Raucherfassung teilweise diffus in die Halle entweichenden Anteile an Staub und Rauch zur Gänze gerichtet zu erfassen und der Entstaubungsanlage zuzuführen.

Konstruktiv war das eine Herausforderung, da die Öfen nicht auf Hüttenflur, sondern erhöht auf einer Ofenbühne stehen und gleichzeitig zwischen dem alten Gießkran und den Elektroden wenig Platz vorhanden war. Daher war es notwendig, zunächst einen neuen Gießkran zu montieren und anschließend Lärm dämmende Paneele rund um die beiden Öfen auf einer Stahlkonstruktion anzubringen. Die Einhausung ist derart ausgeführt, dass eine gerichtete Strömung der Stäube hin zu den Erfassungsstellen erzwungen wird. Die Steuerung der Absaugmengen wird über ein aus 9 Schiebern bestehendes System gewährleistet, welches eine optimale Abstimmung der Absaugmenge nach dem jeweiligen me-

tallurgischen Prozess der beiden Öfen erlaubt.

Zusätzlich wurde in diesem Zuge auch das Fortluftrohrleitungssystem umfassend erneuert und erweitert sowie an die neuen Gegebenheiten angepasst. Dabei kam es zur Neudimensionierung der Rohrleitungen, der Anbindung der Einhausungen an das Rohrleitungssystem. **Ein Foto der neuen Situation zeigt die Rückseite dieses Heftes der Giesserei Rundschau.**

Kontaktadresse:

Maschinenfabrik Liezen und Giesserei Ges.m.b.H.,
8940 Liezen / A, Werkstraße 5,
Tel.: +43 (0)3612 270 315,
Fax: +43 (0)3612 270 592,
E-Mail: p.fuchs@mfl.at, www.mfl.at



Sichtbar gemachte Beratungskompetenz

Mit dem virtuellen Auto veranschaulicht GF Automotive sein Know-how als Lösungsanbieter.

Lautlos rollt die attraktive Limousine im neuen dreiminütigen Video heran und kommt zum Stillstand. Dann dreht sich die Karosserie langsam und wird transparent. Stück für Stück leuchten in der dreidimensionalen Computeranimation nacheinander zahllose glänzende Guss- und Metallteile von Antrieb, Fahrwerk und Karosserie auf. Mit einem Blick wird deutlich, dass GF Automotive die wichtigsten Bauteile aus Eisen, Aluminium und Magnesium eines Autos in hoher Wertigkeit herstellt. Das Video hilft den Verkaufsleitern der einzelnen Gesellschaften von GF Automotive

sowie Key-Accountern, die 13 Produktionswerke mit ihrer Gieß- und Beratungskompetenz als Lösungsanbieter für die Automobilhersteller zu positionieren. „Wir sind viel mehr als eine Blaupausengießerei, je früher wir mit unseren Kunden bei Neuentwicklungen ins Gespräch kommen, desto besser für beide Seiten“, erklärt Harald Weber, Leiter Marketing&Kommunikation bei GF Automotive. Einerseits profitiert der Kunde von der langjährigen Erfahrung, die auch auf eigenen Werkstoff- und Verfahrensentwicklungen beruht. „Andererseits

wird die Kundenbindung gestärkt und nicht mehr alles auf den Preis per Kilo reduziert“, betont Marketingleiter Weber den Vorteil für GF.

Quelle: Georg Fischer GLOBE 1/08 (März 2008) S. 8

Kontaktadresse: Alexandra Meier, Marketing&Kommunikation, Georg Fischer Automotive AG, 8201 Schaffhausen/Schweiz, Mühlentalstrasse 65, Tel.: +41 (0)52 631 2118, Fax: +41 (0)52 631 2852, E-Mail: alexandra.meier@georgfischer.com



Neue Wege im Marketing: Mithilfe einer modernen Videoanimation präsentiert sich GF Automotive seinen Kunden.

Konstruktionsforschung – Natur als Vorbild

Durch den Einsatz bionischer Konstruktionsprinzipien möchte GF Automotive in Mettmann künftig eine Gewichts- u. Kostenreduktion seiner Gussteile um bis zu 20% erreichen.

In der Bionik werden Gestaltungsregeln aus der Natur auf die Technik übertragen, um Prozesse oder Bauteile zu verbessern. Georg Fischer erforscht jetzt bionische Verfahren in einem gemeinsamen Projekt mit der *sachs engineering gmbh* in Engen und dem *Institut für angewandte Forschung in der Automatisierung IFA* an der Hochschule Reutlingen anhand von 10 konkreten Gussteilen. Im Erfolgsfall könnte Georg Fischer mittelfristig seine gesamte Produktpalette auf bionisch optimierte Bauteile umstellen. Das würde Tausende Tonnen Material einsparen, die Umwelt entlasten und wäre ein echter Wettbewerbsvorteil.

Quelle: Georg Fischer GLOBE 1/08 (März 2008) S. 8

SAG Motion / Thixalloy® Components

Vom Nischenplayer zum aufstrebenden Unternehmen
Spezialist im Thixoforming

SAG Thixalloy® Components GmbH ist eine Division der SAG Motion Group mit Sitz in Lend. 1995 wurde das Unternehmen gegründet. Damals noch im Versuchsbetrieb, entwickelt und produziert die SAG Thixalloy® Components heute innovative und komplexe Produkte für die Automobil-, Nutzfahrzeug-, bis hin zur Telekommunikationsindustrie.

Thixoforming – Zukunftsweisendes Verfahren

Thixoforming ist ein äußerst junges Verfahren, da es erst seit ca. 30 Jahren eine Rolle bei der Verarbeitung der Metalle und Metalllegierungen spielt. Die SAG Thixalloy® Components verwendet dieses Umformverfahren, das die Vorteile des Schmiedens und Gießens in sich vereinigt, nun schon seit über 10 Jahren. Dabei werden die Aluminium-Legierungen im halbfesten Zustand verarbeitet, um so eine Mikrostruktur zu erhalten. Beim Thixoforming wird die innere Struktur, die für die Fließfähigkeit des Materials bestimmend ist, verändert. So erhält man teilflüssiges Aluminium, das druckguss-ähnlich verarbeitet werden kann. Die Beschaffenheit kann am Ehesten mit einer Butter bei Raumtemperatur verglichen werden. Durch den Zustand zwischen fest und flüssig lässt sich



Ein Paradebeispiel für die Vorteile des Thixoforming ist das Heckklappenscharnier des VOLVO C 70 Cabrio.

Kostenvorteil durch Reduktion von 2 Prozessschritten:

- Kostenreduktion von 100 auf 69 %
- Einsparung für den Kunden ca. € 300.000 / Jahr:

das Material optimal verformen. Somit wird eine Lunkerbildung nahezu ausgeschlossen. Netshape-Qualität, besondere Oberflächenqualität, druckdichte Schweißbarkeit, Kostenvorteile, hohe Dehnung und Festigkeit sind nur einige der vielen Vorteile.

Intensive Forschungs- und Entwicklungsarbeiten machen die SAG Thixalloy® Components zum zukunftsweisenden und aufstrebenden Unternehmen. Nicht zuletzt deshalb schwören Kunden wie AUDI, DAIMLER, CHRYSLER, ROLLS ROYCE, VOLVO u.a. auf die qualitativ hochwertigen Produkte.

Diese reichen von Sicherheitsteilen (Gurtumlenker, Heckklappenscharniere u.a.), über Formteile (z.B. Luftspeicherdeckel, Sensorhalter für Dieselmotoren u.a.), und Strukturteile (Türknoten, Türpfosten u.a.) bis hin zu Oberflächenteilen (Zylinderkopfhaube, Heckträger für Motorrad u.a.).

Beispielhafter Wissensaustausch

Als ambitioniertes Unternehmen engagiert sich die SAG Thixalloy® Components zudem für einen intensiven Informations- und Erfahrungsaustausch mit verschiedensten Partnern und Clustern.

Am 24. April fand in Lend ein Clustertreffen „Neue Werkstoffe“ von *Bayern Innovativ* statt. Zahlreiche Repräsentanten und Akteure aus Wirtschaft und Wissenschaft waren der Einladung von SAG Thixalloy® Components und *Bayern Innovativ* gefolgt und informierten sich innerhalb eines attraktiven Rahmenprogramms über „Thixoforming von Aluminiumlegierungen“.

Kontaktadresse:

Ansprechpartner und seit Februar 2008 Geschäftsführer – Ing. Andreas Kraller, SAG Thixalloy® Components GmbH, A-5651 Lend 25, Tel.: +43 (0)6416 6500 381; E-Mail: andreas.kraller@sag.at, www.sag.at

Wechsel im Vorstandsvorsitz der SAG



Mag. Waltraud Wöhler



Dr. Karin Exner-Wöhler

Die Salzburger Aluminium AG – internationaler Zulieferer der Fahrzeugindustrie – gibt bekannt, dass Frau Mag. Waltraud Wöhler vom Aufsichtsrat zur Vorsitzenden des Vorstandes (CEO) ernannt wurde. Gemeinsam mit Frau Dr. Karin Exner-Wöhler, CFO und Stellvertreterin der Vorstandsvorsitzenden, leitet sie nun die Salzburger Aluminium AG. Mag. Waltraud Wöhler und Dr. Karin Exner sind seit vielen Jahren im Vorstand der SAG.

Waltraud Wöhler übernimmt die Konzernleitung.

Karin Exner-Wöhler ist verantwortlich für Finanz- und Rechnungswesen, Controlling, IT, Personal, Einkauf und die Beteiligungen.

GD Josef Wöhler – seit 1992 Vorstandsvorsitzender der Salzburger Aluminium AG – wurde am 19. Mai 2008 von den Gremien der SAG zum Aufsichtsratsvorsitzenden gewählt

Quelle: Presseaussendung der SAG v. 10.6.2008 (www.sag.at)

Firmennachrichten



Von der Fest- zur Flüssigmetall-Analyse Automatisierung der chemischen Material-Analyse

Problemstellung

Qualitätssicherung ist ein wichtiger Bestandteil der industriellen Produktion. Zeit- und Kostengründe machen es erforderlich, die Qualitätssicherung immer mehr in den Produktionsprozess zu integrieren.

Die Frage, auf welche Art und Weise rasch eine zuverlässige Aussage hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung getroffen werden kann, ist gerade im Flüssigmetallbereich noch nicht gelöst. Die bestehenden Messmethoden und -geräte analysieren nur feste Proben, und dies nur nach entsprechender Probenvorbereitung. Trotz weitgehender Automatisierung der bestehenden Schmelz- und Gießprozesse bedeutet dies, dass einerseits nur punktuell gemessen werden kann und die Ergebnisse andererseits erst im Nachhinein verfügbar sind. Der Weg ins Labor bzw. die nachträgliche Überprüfung stellen bisher die einzigen Möglichkeiten für die chemische Analyse dar.

Technologie/ Lösung

Die LIPS-Technologie (Laser induzierte Plasma Spektroskopie) kann einen Beitrag zur Lösung der zuvor genannten Problemstellungen leisten. Dieses Laser-basierte Messprinzip ist eine bewährte Technologie, die auch unter den Namen LIBS („Laser-induced Breakdown Spectroscopy“) bzw. Laser-OES (Laser – Optical Emission Spectroscopy) bekannt ist.

LIPS ermöglicht eine schnelle und berührungslose Analyse von festen, flüssigen und gasförmigen Stoffen. Mit dieser universell einsetzbaren Technologie lässt sich jede Art von Oberfläche analysieren. In wenigen Sekunden kann man damit die chemische Zusammensetzung eines Stoffes berührungslos bestimmen. Dies funktioniert auch über größere Entfernungen hinweg. LIPS kommt am besten dort zum Einsatz, wo konventionelle Labormethoden keinen Zugang haben bzw. aufgrund des Kosten- und Zeitdruckes nicht anwendbar sind, d.h. vornehmlich in der Prozesskontrolle vor Ort. Da keine Probenvorbereitung notwendig ist und die Methode eine „Fernerkenntnis“ möglich macht, ist LIPS für eine Vielzahl von Überwachungs- und Klassifizierungsaufgaben interessant, nicht zuletzt auch aufgrund der geringen Kosten pro Messung und der hohen Automatisierbarkeit des Systems.

Messprinzip

Das Messprinzip (**Abb. 1**) basiert auf einem Laser, der kurze, intensive Lichtpulse von einigen Nanosekunden Länge aussendet (in dieser Zeit legt das Licht nur ca. 2 m zu

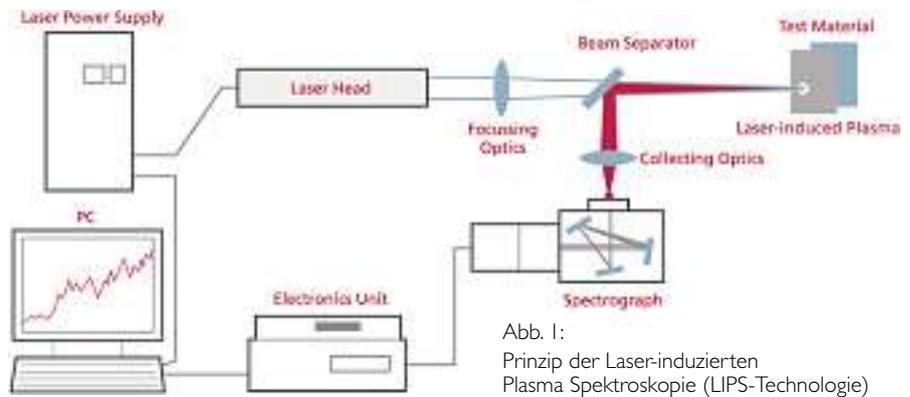


Abb. 1:
Prinzip der Laser-induzierten Plasma Spektroskopie (LIPS-Technologie)

rück!). Das Licht wird über eine Linse auf das zu untersuchende Material fokussiert, sodass es in gebündelter Form auf der Oberfläche auftrifft. Durch die hohen Leistungsdichten von etlichen GW/cm² (Gigawatt pro cm²) werden einige Mikrogramm des Materials „verdampft“. Wegen der extrem hohen Temperatur handelt es sich dabei nicht um gewöhnlichen Dampf, sondern um ein Plasma aus hoch angeregten Atomen, Ionen und Elektronen.

Dieses Plasma wiederum sendet Licht in bestimmten Frequenzen aus, die charakteristisch sind für einzelne chemische Elemente – also eine Art „Fingerprint“ des zu untersuchenden Materials darstellen. Ein solches typisches Spektrum wird mit einem Spektrometer gemessen. Mittels modernster mathematischer Algorithmen wird daraus die Zusammensetzung des Materials errechnet. So kann z.B. die Konzentration der Hauptlegierungselemente (Si, Fe, Mn, Mg, Cu, Ti, Cr, Ni, Zn) als auch der Spurenelemente Calcium (Ca), Natrium (Na), Strontium (Sr), Lithium (Li), Beryllium (Be), Bor (B), Vanadium (V), Gallium (Ga) und Zirkonium (Zr) – also die quantitative, chemische Zusammensetzung – sekundenschnell und berührungslos bestimmt werden.

Quantalizer^{TS} – Anwendung für die Produktionskontrolle

Die Produktionskontrolle ist ein essentieller Bestandteil jedes Aluminium-Schmelzbetriebes. Die chemische Analyse der Schmelze erfolgt allerdings nach dem derzeitigen Stand der Technik off-line, d.h. außerhalb des Produktionsprozesses. Die optische Emissionsspektroskopie (z.B. Funkenspektrometer) bestimmt die chemische Zusammensetzung an festen Proben, die dem flüssigen Alumi-

um entnommen werden. Steigende Qualitätsanforderungen, höhere Effizienz und Produktivität, die Optimierung etablierter Prozesse und die Umweltgesetzgebung erhöhen den Bedarf an einer kontinuierlichen in-line Prozessanalytik, d.h. der Möglichkeit einer Qualitätskontrolle im Produktionsfluss ohne Probenentnahme.



Abb. 2:
Quantalizer zur Flüssigmetallanalyse

Das System Quantalizer^{TS} von INNSITEC mit der neu entwickelten Tauchsonde (**Abb. 2**) gewährleistet diese Automatisierung durch eine sekundenschnelle, direkte und repräsentative Analyse von flüssigen Metallen. Das neue Konzept ermöglicht es, innerhalb der heißen Schmelze Bedingungen zu schaffen, die denen im Labor nahe kommen – unabhängig von der Beschaffung der Oberfläche (Krätze, Salzsicht etc.), der Eintauchtiefe oder des Eintauchwinkels. Die analytischen Kenndaten des vollautomatischen Schmelzeanalyse-Systems sind damit vergleichbar mit denen von Standard-Laboranalysegeräten.

Das Prinzip beruht auf der Analyse eines Freistrahls aus Flüssigmetall mittels der schnellen und berührungslosen LIPS-Technologie. Der Freistahl entsteht im Inneren der Sonde durch Erzeugung einer Druckdiff-

ferenz (Unterdruck). Die eingeströmte und analysierte Flüssigkeit wird in einem Intervall von ca. 8 Sekunden zyklisch durch einen Überdruck (Inertgas) aus der Sonde entleert. Die patentierte Technologie ermöglicht Analysen in sämtlichen Schmelzaggagaten, direkt in der flüssigen Schmelze. Bei einem Messintervall von wenigen Sekunden können sehr schnell sehr viele Analysen gemacht werden. Der Schmelz- und Gießprozess wird damit zeitnah und kontinuierlich überwacht. Der Analyseprozess läuft voll automatisiert ab.

Prozesskontrolle in der Gießerei –

Qualitätsbegleitende Messungen mittels LIPS

ALCAN Specialty Sheet (Singen) und INNSITEC Laser Technologies haben gemeinsam eine Testkampagne durchgeführt, um die Anwendung dieses neuen Systems zur in-line Prozesskontrolle von flüssigem Aluminium während des Gießprozesses zu erproben. In der Stranggießerei in Singen konnte das Quantalizer in-line Messsystem die Vorzüge

einer kontinuierlichen Prozesskontrolle unter Beweis stellen. Die gute analytische Performance einerseits und die robuste Ausführung des Systems andererseits haben dazu beigetragen, dass der gesamte Verlauf des Gießprozesses vom Aufschmelzen des Metalls im Schmelzofen bis zur Gießmaschine 2 Wochen lang an 19 Chargen mit insgesamt über 10.000 Einzelmessungen mitverfolgt und die untersuchten Chargen lückenlos erfasst werden konnten.

Die Messungen mit dem Quantalizer haben die Anforderungen, die an die Prozesskontrolle gestellt werden, erfüllt. Die qualitätsbegleitenden Messungen haben zum Teil erwartet, zum Teil aber auch neue, interessante Erkenntnisse über das Lösungsverhalten einzelner Elemente, über die Homogenität der Schmelze sowie über den Gießprozess selbst erbracht.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die Ergebnisse, die mit dem Quantalizer erzielt wurden, die Anforderungen und Erwartungen von ALCAN Specialty Sheet erfüllt ha-

ben. Die ständige Aufnahme und Auswertung von Messdaten machen die Vorgänge, die in der Schmelze während des Gießens ablaufen, für die Gießer transparent. Jede Veränderung in der chemischen Zusammensetzung der Schmelze kann in Echtzeit festgestellt und dingfest gemacht werden. Diese kontinuierliche Kontrolle ist mit anderen Mitteln derzeit nicht durchführbar. Damit hat der Gießer nunmehr die Möglichkeit einer 100% Kontrolle seiner Schmelze.

Kontaktadresse:

INNSITEC Laser Technologies GmbH, 4020 Linz / A, Hafenstraße 47-51
Tel.: +43 (0)732 9015-5910, Fax: 5919
E-Mail: office@innsitec.com, www.innsitec.com

INNSITEC Laser Technologies GmbH ist ein junges, als Spin-Off der Universität Linz 2002 gegründetes High-Tech-Unternehmen, das Messgeräte entwickelt und sich in den letzten Jahren intensiv mit dem Thema der in-line Prozesskontrolle von flüssigem Aluminium beschäftigt hat.

Übernahme durch Cookson verbessert Service und technische Ressourcen des Foseco Gießereigeschäfts



Am 4. April 2008 wurde Foseco plc von der Cookson Gruppe übernommen. Foseco wird in den keramischen Bereich der Gruppe eingegliedert, der unter dem Namen Vesuvius bekannt ist.

Foseco wird auch weiterhin, wie es in den vergangenen 75 Jahren der Fall war, den weltweiten Gießereimarkt bedienen; das Angebot wird von jetzt an durch das Vesuvius Produktportfolio für Gießereien ergänzt.

Dieser Zusammenschluss verbessert die Position der Foseco bei der Schmelze- und Metallverarbeitung in den Bereichen Stahl, Gießerei und Nichteisen signifikant. Durch ein breiter gefächertes Angebot an hochwertigen Lösungen erhalten unsere Kunden weltweit einen verbesserten Service. Zusätzlich entstehen durch den Zusammenschluss auch verbesserte Ressourcen für die Technologieentwicklung.

Heinz Nelissen, Geschäftsführer Foseco GmbH: „Die Kombination der Foseco Ressourcen mit denen der Vesuvius Organisa-

tion bildet die Grundlage des neuen Geschäftsbereichs Gießerei. So sind wir in der Lage, unseren Kunden auf der einen Seite ein breiteres Produktspektrum anbieten zu können und auf der anderen Seite auch neue Technologien einzuführen. Unverändert bleibt die Fokussierung auf unsere Kunden, die auch unser bisheriges Geschäft gekennzeichnet hat.“



Foseco GmbH, Borken / D

Kontaktadresse:

Foseco GmbH, 46325 Borken / D, Gelsenkirchener Str. 10, zH Herrn Martin Scheidtman
Brand Communication Manager, Europe, Tel.: +49 (0)2861 83 207, Mobil: +49 (0)171 9714 747
www.foseco.com

FOSECO erweitert europäische Gießerei-Testanlage

Kürzlich hat Foseco die Erweiterung ihrer europäischen Versuchsgießerei in Borken, Deutschland, abgeschlossen.

Diese Investition erweitert die bereits bestehenden Prüfmöglichkeiten in den Bereichen Schmelzen, Formen und Gießen und erlaubt nun Tests von Produkten und Prozessen im industriellen Maßstab, um die Produktentwicklung zu unterstützen.

Planung und Bau der neuen 240 m² großen Anlage wurden von der Foseco-internen Ingenieurabteilung in Zusammenarbeit mit lokalen Firmen durchgeführt.

Der neue Doppel-Induktionsofen mit einer Schmelzkapazität von 0,5 und 1,0 Tonne ergänzt den bereits existierenden kleineren Induktionsofen und ermöglicht das Testen von Aluminium-, Eisen- und Stahlabgüssen unter realistischen Gießereibedingungen.

Außerdem wurden die Anlagen zur Form- und Kernherstellung verbessert.

Heinz Nelissen, Geschäftsführer Foseco GmbH: „Foseco engagiert sich besonders in den Bereichen Innovation und Produktentwicklung, damit wir unseren Kunden Lösungen zur Wertsteigerung ihrer Erzeugnisse liefern können. Diese Investition unterstreicht nochmals unsere Verpflichtung gegenüber den Gießereien, da sie unsere Leistungsfähigkeit im Bereich Forschung & Entwicklung weiter verbessert.“

Quelle: FOSECO-Pressemitteilung (GIesserei-Branche) vom 14.07.2008



Kontaktadresse:

Foseco GmbH, 46325 Borken / D, Gelsenkirchener Str. 10, zH Herrn Martin Scheidtmann, Brand Communication Manager, Europe, Tel.: +49 (0)2861 83 207, Mobil: +49 (0)171 9714 747, www.foseco.com

FOSECO investiert in Kapazitätserweiterung

Die Foseco Borken nahm kürzlich eine neue Produktionsanlage für hochdruckfeste exotherme FEEDEX Speisereinsätze in Betrieb.

Mit dieser wichtigen Investition wird die Produktionskapazität um weitere 50% erhöht. Außerdem ermöglicht sie zusätzliche Verbesserungen bezüglich Produktqualität und Produktionsflexibilität.

Der steigende Einsatz von Hochdruckformanlagen, die gestiegene Gussproduktion und die immer weiter fortschreitende Entwicklung von neuen Technologien in den führenden Gießereien Europas haben zu einer erhöhten Nachfrage an hochdruckfesten exothermen Speisereinsätzen geführt.

Heinz Nelissen, Geschäftsführer Foseco GmbH: „Starke Kundennachfrage, der Zwang zu Produktivitätsverbesserungen sowie erfolgreiche neue Produktentwicklungen, wie z.B. die Produktpalette der exothermen FEEDEX K Kompressorspeiser, haben zu einer extremen Nachfrage nach unseren Produkten geführt. Mit der Erweiterung der



Bild 1: Produktion von modernen FEEDEX Speisern bei Foseco in Borken

Produktionskapazität stellen wir sicher, dass Foseco auch weiterhin die Marktführerschaft im Bereich Entwicklung von effektiven Speisersystemen behaupten wird.“



Bild 2: Foseco FEEDEX Speisersortiment

Quelle: FOSECO-Pressemitteilung (GIesserei-Branche) vom 04.08.2008

Kontaktadresse:

Foseco GmbH, 46325 Borken / D, Gelsenkirchener Str. 10, zH Herrn Martin Scheidtmann, Brand Communication Manager, Europe Tel.: +49 (0)2861 83 207 Mobil: +49 (0)171 9714 747 www.foseco.com



Viele Giessereien sind bereits von den Vorteilen der Reinigung mit Trockeneis überzeugt und setzen dieses nicht abrasive Verfahren erfolgreich zur Reinigung von Kokillen, Kernkästen oder Druckgussformen ein. Teure

Stillstandszeiten werden vermieden und die Qualität der Produkte massgeblich beeinflusst.

Die ASCO KOHLENSÄURE AG aus Romanshorn in der Schweiz hat sich mit ihrem ASCOJET-Trockeneisstrahlsystem darauf

Formenreinigung mit Trockeneis

spezialisiert, die Trockeneisreinigung in Giessereibetrieben einzuführen und zu optimieren, indem sie individuelle Gesamtlösungen anbietet. Ihr jeweiliges Ziel ist eine konstante Qualitätssicherung und Prozesssicherheit im Giessereibetrieb.

Vorteile gegenüber herkömmlichen Reinigungsmethoden

Die Reinigung mit Trockeneis bietet folgende Vorteile gegenüber herkömmlichen Reinigungsmethoden:

Nicht abrasiv

Im Gegensatz zu herkömmlichen Strahlmethoden mit Sand oder Glasperlen ist das ASCOJET Trockeneisstrahlverfahren ein schonendes Reinigungsverfahren und wird als nicht abrasiv bezeichnet. Die Oberflächen der Formen werden also nicht beschädigt oder verändert.

Keine Demontage

Das Trockeneisstrahlverfahren kann direkt auf den eingebauten, heißen Formen (z.B. auf Kokillen) ausgeführt werden. Zudem werden die Formen durch die Trockeneisreinigung kaum merklich abgekühlt, weshalb die Produktion sofort nach der Reinigung wieder aufgenommen und das Verfahren so leicht in den Arbeitsprozess integriert werden kann. So entfallen teure Produktionsstillstände, und das ASCOJET Trockeneisstrahlverfahren kann sehr leicht in den täglichen Arbeitsprozess integriert werden und trägt so mit wenig Aufwand zur Qualitäts- und Prozesssicherheit bei.

Keine Entsorgung des Strahlmittels

Das ASCOJET Trockeneisstrahlverfahren hinterlässt nach der Reinigung kein Strahlmittel, da die Trockeneispellets sofort nach dem Aufprall auf der Oberfläche sublimieren. So entfallen Zeit und Kosten für die Entsorgung.

Trocken

Das ASCOJET Trockeneisstrahlverfahren ist eine trockene Reinigungsmethode. So können auch empfindliche Objekte wie Schalttafeln oder andere elektrische Komponenten mit Trockeneis schonend und trocken gereinigt werden.



So kompakt kann eine eigene Trockeneisproduktion sein: ASCO-Trockeneispelletizer A55P mit einer Produktionskapazität von 55 kg /Std.

Umweltfreundlich

Trockeneis wird aus flüssigem CO₂ hergestellt, welches als Nebenprodukt aus anderen Prozessen (z.B. bei der Ammoniak-Produktion oder anderen Verbrennungsprozessen) anfällt. In Industrieländern wird CO₂ deshalb nicht mehr separat produziert, und die Verbrennung von fossilen Brennstoffen zur CO₂-Gewinnung ist komplett verschwunden. Zudem werden bei der Trockeneisreinigung keinerlei Lösungsmittel oder sonstige Chemikalien benötigt, und es muss danach auch kein Strahlmittel entsorgt werden.

Vielseitig einsetzbar

Kokillen werden mit dem ASCOJET-Strahlverfahren effizient gereinigt. Scharfe Kanten, speziell bei Schliessflächen, werden nicht abgerundet, womit eine Gratbildung vermieden wird. Aber auch für Kernkästen, seien dies Hot- oder Coldboxen, ist die Trockeneisreinigung ein schonendes und effizientes Reinigungsverfahren. Auch bei Druckgussformen lässt sich das Trennmittel ohne Demontage mit Trockeneis wegstrahlen. Diese effiziente Reinigungsmöglichkeit eröffnet so



Reinigung einer heißen Kokille.

mit beim Druckguss ganz neue Möglichkeiten beim Einsetzen von Trennmittel. Durch eine präventive Reinigung mit Trockeneis wird die Oberflächenqualität der Gussstücke erhöht.

Das Verfahren

In einem Trockeneis-Pelletizer wird flüssiges CO₂ unter kontrollierten Bedingungen entspannt, wobei Trockeneisschnee entsteht. Der tiefkalte Trockeneisschnee (ca. -79°C) wird durch eine entsprechende Extruderplatte zu Pellets gepresst. Die Trockeneispellets werden in das Trockeneisstrahlgerät eingefüllt und zur Strahlpistole befördert. Hier werden sie mittels Druckluft auf eine Geschwindigkeit von bis zu 300 m/s beschleunigt.

Vorteile einer eigenen Trockeneisproduktion

Bessere und schnellere Reinigungsergebnisse

Je frischer das Trockeneis, desto effizienter die Reinigung. Mit Trockeneis, das mehrere Tage alt ist, kann die Reinigung mehr als doppelt so lange dauern als mit frisch produziertem Trockeneis.

Geringerer Trockeneisverbrauch

Da die Reinigung mit frisch produziertem Trockeneis viel effizienter ist als mit solchem, das schon mehrere Tage alt ist, reduziert sich der Trockeneisverbrauch erheblich. Da das Trockeneis just in time produziert werden kann, entfällt auch eine lange Lagerungszeit. So reduziert sich der Trockeneisverlust durch Sublimation auf ein Minimum. Aus diesen Gründen reduziert eine eigene Trockeneisproduktion Ihren Trockeneisbedarf um bis zu 50 %.

Geringerer logistischer Aufwand

Mit einer eigenen Trockeneisproduktion müssen Sie sich nicht mehr darum kümmern, wann und wo Sie Ihr Trockeneis bestellen, wann es geliefert wird und wie lange Sie es lagern müssen. Sie können das Trockeneis genau dann und in der Menge produzieren, wie Sie es benötigen.

Mehr Flexibilität

Sie können Ihr Trockeneis genau dann produzieren, wenn Sie es benötigen, und müssen auf keine Lieferung mehr warten. So kann die Reinigung sehr leicht in den täglichen Arbeitsprozess integriert und z.B. als fixe Taktzeiten eingeplant werden.

Kürzere Produktionsstillstände

Da frisch produziertes Trockeneis die Reinigungszeit erheblich verkürzt, werden auch die Produktionsstillstände massiv verkürzt.

Alle diese Vorteile erhöhen die **Qualität** und **Flexibilität** im täglichen Arbeitsprozess und führen zu **Kosteneinsparungen** und **höherer Produktivität**.



Auch Kernkästen können sehr schonend mit Trockeneis gereinigt werden.

nigt und auf die zu reinigenden Formen geschossen. Der beim Aufprall entstehende punktuelle Thermoschock und die darauf folgenden Pellets bringen die Verunreinigung zum Abplatzen. Die Pellets gehen beim Aufprall sofort in den gasförmigen Zustand

über und hinterlassen eine saubere und trockene Oberfläche.

Individuelle Gesamtlösungen

ASCO hat sich auf individuelle Gesamtkonzepte spezialisiert und schon zahlreiche Gießereien bei der Optimierung der Trockeneisreinigung beraten und begleitet. Eine individuelle Lösung kann aus einem einzigen ASCOJET-Strahl-

gerät mit entsprechender Beratung und Servicebetreuung bestehen. Weitergehende Gesamtkonzepte enthalten beispielsweise Luftaufbereitungsanlagen, Trockeneislagercontainer, ASCOs Trockeneisliefer-Service oder den Aufbau einer eigenen

Trockeneisproduktion mit CO₂-Lagertank und just-in-time CO₂-Lieferungen, um so stets über qualitativ einwandfreies Trockeneis und ein Maximum an Flexibilität zu verfügen (siehe Vorteile im Kasten). Auch Spezialprojekte, wie Automatisierung oder Lärmschutzprojekte, gehören zu ASCOs Angebot. Das ASCOJET Strahlverfahren ist nicht nur ein Reinigungsverfahren, sondern ein Gesamtkonzept, bei dem Qualitätssicherung und Prozesssicherheit an oberster Stelle stehen.

Kontaktadresse:

ASCO KOHLENSÄURE AG
CH-8590 Romanshorn, Industriestrasse 2
www.ascojet.com

Ansprechperson Verkauf Österreich:

Markus Erne, Gebietsverkaufsleiter,
Tel.: +41 466 80 80, erne@ascoco2.com



BuhlMark prägt die Produktdaten aufs Gussteil und macht damit jedes Teil eindeutig rückverfolgbar.

Die laufend verschärften Vorschriften zur Produkthaftpflicht zwingen Automobilhersteller dazu, auch einzelne Bauteile lückenlos rückverfolgbar zu machen. Die Autobauer und ihre Zulieferer kommen nicht mehr umhin, die exakten Daten wie Produktionsdatum, Schicht, Giessdiagramm, Metalltemperatur usw. von Gussteilen nachzuweisen. Am sichersten erfolgt dieser Nachweis, indem die Daten auf das Gussteil geschrieben werden.

Bei jeder Druckgiessanlage von Bühler speichert die Prozesssteuerung dat@net die qualitätsbestimmenden Parameter zu jedem Giesszyklus direkt ab. Damit die Gussteile unverwechselbar diesen Parametern zugeordnet werden können, kann mit dem Prägeapparat BuhlMark beispielsweise die dazugehörige Zyklusnummer auf dem Gussteil eingeritzt oder gepunktet werden. Somit schliesst sich der Kreis für die lückenlose Teilerückverfolgbarkeit.

Ritzen oder Punkten

Eingehende Tests haben ergeben, dass Ritzen oder Punkten die einzigen Beschriftungsverfahren sind, welche druckgusstauglich, wirtschaftlich und auch nach nachträglichen Oberflächenbearbeitungen noch lesbar sind. Für das menschliche Auge ist die Klarschrift immer noch die am besten lesbare Schrift. Sie kann gepunktet oder geritzt werden, wobei die geritzte Schrift eleganter und schneller auf das Teil aufgebracht wird. Möchte man das Geschriebene maschinell zurückle-

sen, so hat sich die Datamatrix als prozesssicherer Code durchgesetzt, welcher auf das Teil gepunktet wird. Soll der Text maschinell und von blossem Auge lesbar sein, schreibt man dann die Information doppelt auf das Teil: Gepunktet als Datamatrix und geritzt in Klarschrift.



BuhlMark – sehr robust konstruiert, weil es der rauen und schmutzigen Druckgussumgebung standhalten muss.

Gesamtsystem

Das Druckgiessteil wird nicht zwingend direkt nach der Entnahme aus der Druckgiessmaschine beschriftet. Der Entnahmeroboter legt das Teil vielleicht vor der Beschriftung zuerst noch in ein Kühlgestell mit bis zu 20 Kühlplätzen ab oder bringt es zuerst in eine Entgratpresse. Somit wird es umso wichtiger, dass die Zyklusnummer im Verbund „Druckgiessmaschine – Entnahmeroboter – Markiergerät“ immer klar dem Gussteil zugeordnet werden kann. Das Bühler Lösungskon-

zept für die Teilemarkierung besteht deshalb aus der Druckgiessmaschine mit der dat@net-Steuerung, dem Entnahmeroboter BuhlRob und dem Markiergerät BuhlMark. Ohne eine Datenbusverbindung unter diesen drei Komponenten kann keine lückenlose Teilerückverfolgbarkeit garantiert werden.

Einheitliche Bedienphilosophie

Ein neues Peripheriegerät bedingt normalerweise eine zusätzliche Schulung des Personals. Nicht so mit dem Bühler Integrationskonzept, welches auch bei BuhlMark konsequent umgesetzt wurde. Die komplette Bedienung des Markiergeräts erfolgt über den Bildschirm der Maschinensteuerung (HMI – Human Machine Interface) der Druckgiesszelle mit derselben Bedienphilosophie. Somit erübrigt sich eine Schulung.

Neben der Zyklusnummer kann die Beschriftung noch mit weiteren frei formatierbaren Werten wie Datum, Uhrzeit, Qualitätsattribut oder aber freien Texten ergänzt werden. Das Zusammenstellen des kompletten Beschriftungstextes ist sehr flexibel gehalten. Auch die Schriftgrösse, die Schriftart und die Position des Textes auf dem Gussteil können direkt am HMI der Druckgiesszelle programmiert werden.

Auskünfte zu BuhlMark erteilt:

Christian Eisenegger, Leiter Automation & Engineering Steuerung bei Bühler Druckguss in Uzwil, Tel. +41 71 955 38 00, F +41 71 955 25 88, E-mail: christian.eisenegger@buhlergroup.com



Mitglieder- informationen

Neue Mitglieder

Ordentliche (Persönliche) Mitglieder

Budkewitsch, Peter, Geschäftsführer der Obersteirischen Feinguss GmbH, 8605 Kapfenberg, Werk-VI-Straße 56
Privat: 8600 Oberaich, Boarnweg 8

Stiegler, Josef, Mag., Geschäftsführender Gesellschafter der MWS Aluguss GmbH, 6334 Schwoich, Egerbach 48
Privat: 6330 Kufstein, Locherer Weg 8a

Firmenmitglieder

BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG, 8605 Kapfenberg, Mariazerstraße 25

Personalia

Wir gratulieren zum Geburtstag

Ing. **Johann Girardi**, 5500 Bischofshofen, Kinostraße 8, nachträglich **zum 60. Geburtstag** am 9. August 2008



Geboren in St. Johann i. Pg. besuchte Johann Girardi die Volks- und Hauptschule in Bischofshofen. Er lernte Chemielaborant im Eisenwerk Sulzau Werfen, Tenneck. Im zweiten Bildungsweg absolvierte er die HBLVA für technische Chemie in der Rosensteingasse in Wien XVII, welche er mit Auszeichnung abschloss. Nach Absolvierung des Präsenzdienstes und einem Jahr als Verfahrenstechniker bei der Wasseraufbereitungsfirma Bran & Lübke kehrte er ins Eisenwerk Sulzau Werfen zurück und übernahm dort die Leitung des Labors. Neben seiner Tätigkeit als Laborleiter arbeitete er in der Entwicklung von Walzenwerkstoffen mit, insbesondere bei der Entwicklung des Kerneisenwerkstoffes „Sphäroguss“. Johann Girardi bemühte sich viele Jahre um die Lehrlingsausbildung für Chemielaboranten und war in der Prüfungskommission dieses Lehrberufes tätig. Er ist auch Mitglied im UA für chemische Prüfung der ASMET (Eisenhütte Österreich).

Als gelernter Chemiker wurde Ing. Girardi mit Inkrafttreten des Abfallwirtschaftsgesetzes zum Abfallbeauftragten und in weiterer Folge nach Abschluss der Umweltmanagementausbildung zum Umweltbeauftragten des Unternehmens bestellt. Dank seiner Bemühungen auf dem Gebiet des Umweltschutzes erhielt das Eisenwerk Sulzau Werfen 1989 den Umweltpreis der Österreichischen Industrie zugesprochen. Mehr als 90% der produktionsspezifischen Abfälle wie Altsand, Schlacken, Stäube usw. gehen heute nicht mehr auf Deponie, sondern werden zu einem Sonderbeton weiter verarbeitet, der in der Bauindustrie Verwendung findet. Ing. Girardi arbeitet in dieser Funktion im Umweltausschuss des VÖI in Salzburg und im Umweltausschuss des Fachverbandes der Österreichischen Gie-

ßereiindustrie mit. Er hat 2003 das Umweltmanagementsystem nach ISO14001:1996 und 2005 nach ISO14001:2004 in der Walzengießerei ESW aufgebaut.

Seit Ing. Johann Girardi 1996 an der Donauuniversität Krems die Ausbildung zur Sicherheitsfachkraft mit Auszeichnung absolviert hat, bemüht er sich in seiner weiteren Funktion als Beauftragter für Arbeitssicherheit und Gesundheitsschutz im Unternehmen um die Senkung der Arbeitsunfälle. Durch gezielte Maßnahmen wie z.B. Unterweisungen, SOS-Audits (Sauberkeit + Ordnung = Sicherheit), Seminare zum Thema Arbeitssicherheit, konnte in den letzten Jahren die Unfallrate um mehr als 50% gesenkt werden. Im Projekt „Ge(h) mit bleib fit“ zur betrieblichen Gesundheitsförderung, das auch von der Salzburger Gebietskrankenkasse mit unterstützt wird, kann er als Projektleiter seine Erfahrungen aus Umweltschutz und Arbeitssicherheit voll einbringen.

Im privaten Bereich ist Ing. Johann Girardi ehrenamtlich in seiner Heimatpfarre tätig, wo er als Obmann des PKR für die Sicherstellung der Pfarrfinanzen verantwortlich ist

und er sich darüber hinaus seit vielen Jahren für die Kinderbetreuung einsetzt. Als Verwalter des Pfarrkindergartens konnte er zur 100-Jahrfeier ein neues 4gruppiges Kindergartengebäude mit Krabbelstube seiner Bestimmung übergeben.

Ing. Johann Girardi ist seit 2002 Mitglied im Verein Österreichischer Gießereifachleute.

**Dem Jubilar ein
herzliches Glückauf!**

Bücher und Medien




Bücher & Medien

Legierungsentwicklung für hochfesten Aluminium- guß in Dauerformgieß- verfahren für Fahrwerks- anwendungen



Von Andreas G.R. Hennings, Dr.-Ing.-Dissertation D 82 (Diss. RWTH Aachen), Band 56 aus der Reihe *Gießerei-Institut: Forschung, Entwicklung, Ergebnisse*, Aachen 2008, Shaker Verlag GmbH, 52018 Aachen/D, PF 10 18 18, Tel.: +49 (0)2407 9596 0, Fax: 9596 9, E-Mail: info@shaker.de, www.shaker.de, 184 Seiten, A5, broschiert, ISBN 978-3-8322-7299-9, Preis € 49,80.

Ziel dieser Forschungsarbeit war die Entwicklung einer neuen hochfesten Alumini-

um-Gußlegierung für Anwendungen in Dauerformgießverfahren. Die Dissertation stellt eine moderne, zeiteffiziente Methodik zur Legierungsentwicklung dar.

Hauptergebnis der Entwicklung ist eine neue niedrig Si-haltige AlSiMg-Gusslegierung AlSi3Mg0,6 für Fahrwerksanwendungen, welche sich durch exzellente Gießereigenschaften im Niederdruck-Gegendruckgießverfahren sowie durch gute Verarbeitbarkeit im Schwerkraft-Kokillenguß auszeichnet. Mechanische Eigenschaften wärmebehandelter Bauteile im CPC-Verfahren sind:

Zugfestigkeit >370 MPa, Streckgrenze >300 MPa bei 11% Dehnung. Im Schwerkraft-Ko-

killenguß liegen die Eigenschaften niedriger, stellen aber eine Verbesserung zu gängigen Legierungen wie AlSi7Mg und AlSi11Mg dar. Weiteres Potenzial ist durch Optimierung der Verarbeitung (z.B. Kornfeinung und Wärmebehandlung) und durch Zulegieren von Cr bzw. Cu und Ni für warmfeste Anwendungen gegeben. Solche Legierungsvarianten erscheinen auf Grund ihrer

Gießtechnischen und mechanischen Eigenschaften attraktiv und reichen bereits an mechanische Kennwerte von Al-Knetlegierungen heran. Diese müssen jedoch noch weiter wissenschaftlich durchdrungen werden und können nach der vorgestellten Methodik zur Legierungsentwicklung verbessert werden.

Inhalt: Einleitung u. Motivation / Stand der Technik: Verarbeitung von Al in Dauerformgießverfahren; hochfeste wirtschaftliche Al-Legierungen / Konzeption der Legierungsentwicklung; Anforderungen an Al-Gußbauteile für das Fahrwerk; Strategie zur Entwicklung einer hochfesten Al-Gußlegierung; Methodik der Legierungsentwicklung / Modifikation von AlSi-Legierungen und experimentelle Untersuchung; Variation des Mg-Gehaltes; Einfluß des Fe-Gehaltes und Beeinflussung eisenhaltiger Phasen durch Legierungsgehalt an Mg, Sr, Mn, Cr, Co, Be sowie Wärmebehandlung; Verringerung des Si-Gehaltes; Einfluß weiterer Legierungsbestandteile auf die Legierung AlSi3Mg0,6 / Schlussfolgerungen und Ausblick / Literaturverzeichnis / Zusammenfassung und Abstract / Lebenslauf.

Druckguss aus NE-Metallen



Herausgeber: VDD Verband Deutscher Druckgießereien in Zusammenarbeit mit dem Verein Deutscher Gießereifachleute e. V., 64 S. mit zahlreichen Bildern und Tabellen, A5, Broschur, überarbeitet und erweiterte Auflage, März 2008.

Die vorliegende überarbeitete Fassung der Richtlinien für Druckguss aus NE-Metallen ist in erster Linie für den Konstrukteur und den Fertigungsingenieur bestimmt. Sie gibt einen Überblick über die Möglichkeiten des technisch und wirtschaftlich gleichermaßen vorteilhaften Druckgießverfahrens und vermittelt Kenntnisse über Faktoren, die bereits bei der Entwicklung und Formgebung von Druckgussteilen zu beachten sind. Die gegebenen technischen Anleitungen unterstützen die Techniker vieler Industriezweige auf dem Wege zu einer funktionsgerechten, aber auch werkstoff- und druckgießgerechten Konstruktion ihrer Bauelemente aus NE-Metallen.

Wenn druckgießgerecht konstruiert wird, kann mit dem Druckgießverfahren die größtmögliche Maßgenauigkeit und die beste Oberflächenbeschaffenheit von allen Gieß-

verfahren erzielt werden. Im Interesse von Auftraggeber und Gießer muss möglichst vor dem Bau der Gießformen eine frühzeitige und eingehende Abstimmung über die Gestaltung des Gussteiles erfolgen, da nachträgliche Änderungen an den Druckgießformen aus gehärtetem Warmarbeitsstahl nur sehr schwer möglich sind und hohe Kosten verursachen. Bei schwierigen, hoch beanspruchten Neuentwicklungen kann es daher sinnvoll sein, erste Prototypen aus Sandguss oder Niederdruck-Sandguss zu fertigen. Mit einer einfachen, leichter abwandelbaren und auch kostengünstigeren Modelleinrichtung ist es so möglich, eine wirtschaftliche Gestaltung des als Druckgussteil geplanten Konstruktionselementes zu erreichen. Mit dem Niederdruck-Sandgießverfahren können auch sehr geringe Wanddicken, die nahe an den Druckguss heranreichen, erzeugt werden.

Die Darstellungen dieser Druckguss-Richtlinien sind angelehnt an die Abschnitte „Druckgießverfahren“ und „Druckguss“ des im Gießerei-Verlag, Düsseldorf, erschienenen Buches „Konstruieren mit Gusswerkstoffen“ sowie an weitere grundlegende Veröffentlichungen über Druckguss, die im Kapitel 7 als weiterführende Literatur angegeben sind.

Inhalt: Verfahren / Druckgusswerkstoffe / Gestaltung / Oberflächenbehandlung / Qualität / Hinweise zur Gussteilanfrage und Wirtschaftlichkeit / weiterführende Literatur / Anhang

Die Broschüre kann vom Verband Deutscher Druckgießereien und dem Gesamtverband Deutscher Metallgießereien, 40045 Düsseldorf/D, Postfach 10 54 63, E-Mail: info@gdm-metallguss.de, Tel: +49(0)211 4796-0, Fax: +49(0)211 4796-409) bezogen werden.

DAS ÖSTERREICHISCHE AUSSENWIRTSCHAFTSLEITBILD

Globalisierung gestalten – Erfolg durch Offenheit und Innovation



Die vom Bundesministerium für Wirtschaft und Arbeit (BMWA) von den Studienautoren Univ.-Prof. Dr. Karl Aiginger (WIFO u. WU Wien), Univ.-Prof. Mag. Dr. Fritz Breuss (WU Wien) und Univ.-Prof. Dr. Michael Landesmann (Wiener Institut f. internat. Wirtschaftsvergleiche WIIW und Joh. Kepler Universität Linz) herausgegebene Broschüre, Format DIN A4, 354 Seiten, wurde zwischen September 2007 und April 2008 in einem partizipatorischen Prozess unter Teilnahme aller relevanten Experten und Stakeholder erarbeitet.

Das Außenwirtschaftsleitbild formuliert 10 Anforderungen an ein wettbewerbsfähiges Österreich:

Den Stellenwert von Bildung erhöhen / Zum technologischen Vorreiter aufsteigen / Dreescheibe Zentraleuropas werden / Auf Zukunftsmärkte setzen / Das Potential des Dienstleistungssektors nutzen / Die Internationalisierung von KMU's vorantreiben / Intelligente Regulierung: Qualität erhöhen – Dichte reduzieren / Koordinationsprozesse effizient einsetzen / Entwicklung und unternehmerische Verantwortung fördern / „Marke Österreich“ aufbauen.

Aus dem Inhalt:
Wirtschaftspolitische Analysen:
Herausforderungen für Österreichs Außenwirtschaft im nächsten Jahrzehnt / Die Zukunft Europas / Globale Entwicklungstendenzen und wirtschaftspolitische Herausforderungen im nächsten Jahrzehnt
Berichte der Arbeitsgruppen:
AG Handelspolitik / AG Finanzielles / AG Standortfragen / AG Internationalisierung / AG Nachhaltige Entwicklung / AG Human Resources / AG Dienstleistungen / AG Kommunikation
Bericht aus dem partizipativen Prozess
Verzeichnis der Mitarbeiter
Die Broschüre kann kostenlos vom Service-Center des BM für Wirtschaft und Arbeit, 1010 Wien, Stubenring 1 (service@bmwa.gv.at oder Tel.: +43 (0)1 71100 5555) bezogen werden.

The rapidly growing Market of China's Die Castings

Kurzbericht über die Entwicklung des Druckgussmarktes in China. 2005 wurden etwa 865.000 t produziert. Für 2010 wird auf Grund der rasanten Entwicklung des Verbrauchermarktes ein Bedarf von rd. 1,8 Mio t vorausgesagt.

Im Anhang werden die 11 potentesten Druckgießereien des Landes in Kurzprofilen vorgestellt.

CHINA FOUNDRY (in Englisch), vol. 4 No. 2 May 2007, S. 162/167.

Die Zeitschrift liegt am Österreichischen Gießerei-Institut in Leoben auf (E-Mail: office@ogi.at).

Schied's Adressen-Taschenbuch – Ausgabe 2007/2008/2009



eine Fundgrube für Adressen der Gießereibranche

Das wieder neu überarbeitete „Schied's Adressen-Taschenbuch“, Ausgabe 2007/2008“, ist eine hervorragende Informationsquelle für alle, die in der Gießereibranche oder in ihrem Umfeld,

wie der Zulieferindustrie und dem Formenbau, schnell geeignete Lieferquellen oder Ansprechpartner finden möchten. Durch die sinnvolle Gliederung ist das Buch für die Interessen unterschiedlicher Nutzergruppen gleichermaßen geeignet. Es enthält Informationen über etwa 1.000 Gießereien mit allen bekannt gewordenen Email- und Internetadressen, über 2.500 Personen aus dem Gießereibereich mit Privatschrift, Kontaktangaben, Geburtstag und Firmenzugehörigkeit, über 800 Produktionsverantwortliche auf Meisterebenen mit Firmenzugehörigkeit und Privatadresse, über 500 Zuliefererfirmen mit nutzerfreundlichen Angaben, wie den Email- und Internet-Adressen, die zudem alphabetisch sortiert sind. Den Abschluss bildet ein 210 Seiten langer Einkaufsführer für Erzeugnisse der Gießerei-Zulieferindustrie.

Die Informationen zu den einzelnen Betrieben sind sehr detailliert und umfassen praktisch alle wichtigen Angaben – von Produkten, Werkstoffen und Gewichtsbereichen über die vorhandenen Anlagen und Qualifizierungen bis zur Monatskapazität und Zahl der Mitarbeiter. Besonders nützlich ist die weitgehende namentliche Aufschlüsselung der Leitungsebenen nach Verantwortungsbereichen, so dass man sich schon bei der ersten Kontaktaufnahme sofort an die richtige Person wenden kann. Das Hauptverzeichnis der Gießereien ist zudem nach Postleitzahlen geordnet, so dass gleichzeitig eine schnelle geographische Zuordnung möglich ist.

Die Hauptverzeichnisse werden durch mehrere Querverweisdateien ergänzt, die schnelle Zugriffe auch „aus verschiedenen Richtungen“ ermöglichen. Ein weiterer Vorteil des „Schied's Adressen-Taschenbuches“ ist der Verzicht auf werkstoffliche oder andere fachspezifische Erwägungen, so dass diesbezüglich keine Einschränkungen auftreten und ein hochgradig umfassendes Nachschlagewerk der Gesamtbranche dem Nutzer zur Verfügung gestellt werden kann.

Das „Schied's Adressen-Taschenbuch der deutschen Gießereien, tätigen Mitarbeiter, Gießerei-Zulieferfirmen und Modellbaubetriebe“ in der 22. neu bearbeitete Auflage 2007/2008 umfasst 1.250 Seiten. Das Taschenbuch im Format A 6 kostet 44,00 € + Versandpauschale.

Der Vertrieb erfolgt ausschließlich über den Verlag Erfahrungsaustausch GmbH, Postfach 11 63, 68536 Heddesheim/D, Tel.: +49 (0)6203 41260; Fax: +49(0)6203 46370, E-Mail: schieds@online.de oder gfkpress@aol.com.

Profile of (the Polish) Foundry Research Institute's Activities in Science and Technology in the Years 2006 / 2007

Im Heft 5-6 / 2008 von Przegląd Odlewnictwa (Foundry Journal of the Polish Foundry-

men's Association), S. 286/300 geben die Professoren Dr.-Ing. J Sobczak und Dr.-Ing. A. Balinski einen umfassenden Einblick in die Forschungs- u. Entwicklungsaktivitäten der Jahre 2006/2007 des Polnischen Gießereiforschungszentrums in Krakau. Der Beitrag ist in Englisch verfasst; 40 Abbildungen bereichern den Informationsgehalt.

Die Zeitschrift liegt am Österreichischen Gießerei-Institut in Leoben auf (E-Mail: office@ogi.at).

Produktionsoptimierung Wertschaffende sowie kundenorientierte Planung und Steuerung



Von Herbert Jodlbauer, FH Steyr / OÖ

Aus der Reihe: Springers Kurzlehrbücher der Wirtschaftswissenschaften

Verlag Springer Wien, New York, 2007, XI, 343 S. 108 Abb., Geb.

ISBN: 978-3-211-72752-2, Preis: € 39,95.

Der Wettbewerb stellt hohe Ansprüche: mehr Flexibilität, bessere Lieferzuverlässigkeit sowie Qualität und kürzere Lieferzeiten in Verbindung mit der Forderung nach höheren Renditen und kontinuierlicher Wertsteigerung. Der Autor bietet hier neue Ideen und Ansätze sowie optimierte Methoden, die auf mehr Kundenorientierung und höhere Wertschaffung abzielen. Basierend auf seiner reichen Berufserfahrung gibt er praxiserprobte Anleitungen und Entscheidungshilfen für die Auswahl des geeigneten Planungs- und Steuerungssystems. Zusätzlich erläutern zahlreiche praxisorientierte Beispiele sowie vier ausführliche Fallstudien erfolgreich durchgeführte Projekte.

Das übersichtlich strukturierte Buch eignet sich nicht nur für Studenten der Bereiche Produktion und Logistik, sondern auch für alle Praktiker in Produktionsbetrieben. Sie können mit Hilfe der genannten neuen Konzepte, Methoden und Werkzeuge sowohl die Effektivität als auch die Effizienz verbessern.

Inhalt: Vorwort / Produktionssysteme / Logistische Grundgesetze / Lagermodelle und Bestandsmanagement / Planen und Steuern / Auswahl, Auslegung und Optimierung / Fallstudien / Anhang / Literaturverzeichnis / Stichwortverzeichnis.

Der Autor: Prof. (FH) Dipl.-Ing. Dr. Herbert Jodlbauer, geb. 1965, studierte Technische Mathematik und Maschinenbau. Danach war er Projektleiter bei der HILTI AG in Liechtenstein. Anschließend baute er im Zuge der Geschäftsführung der FAZAT Steyr GmbH die Fachhochschul-Studiengänge in Steyr mit den Schwerpunkten Produktion, Logistik und Management auf. Zur Zeit leitet er die beiden Studiengänge Produktion

und Management sowie Operations Management.

Darüber hinaus betreibt Jodlbauer seit 1995 das Beratungsunternehmen TechTransfer mit den Schwerpunkten Produktionsoptimierung, Planung und Steuerung.

ÖSTERREICHS INDUSTRIE KENNZAHLEN 2008



Herausgeber: Bundessparte Industrie der Wirtschaftskammer Österreich, Wien, Mai 2008, 48 Seiten, <http://wko.at/industrie>

Die Bundessparte Industrie hat in diesem Heft aus den unterschiedlichsten statistischen Erhebungen, wie aus der volkswirtschaftlichen Gesamtrechnung, der Außenhandels- und Konjunkturstatistik im produzierenden Bereich, ergänzt mit Daten des WIFO und des Hauptverbandes der Sozialversicherungsträger, die wesentlichsten industrierelevanten Daten und Fakten für die Industriebetriebe erarbeitet. Eine wertvolle Hilfestellung bei der Vorbereitung industriepolitischer Entscheidungen.

Austrian Cooperative Research – Jahresbericht 2007



Jahresbericht des Dachverbandes der Kooperativen Forschungseinrichtungen der österreichischen Wirtschaft, zu denen auch das Österreichische Gießerei-Institut ÖGI zählt. Mit ACR-Kennzahlen und einer ACR-Mitgliederliste sowie Beispielen aus der F&E-Tätigkeit der Mitgliedsinstitute.

Format 16 x 23 cm, 80 Seiten, im Eigenverlag der ACR, Wien im Mai 2008. Abgabe kostenlos.

Kontaktadresse: ACR – Austrian Cooperative Research, A – 1090 Wien, Haus der Forschung, Sensengasse 1-3, Tel.: +43 (0)1 2198573, Fax: +43 (0)1 2198573 13, E-Mail: office@acr.at, www.acr.at

Forty Years of Vermicular Cast Iron Development in China

Die von Prof. Han-quan QIU und Mr. Zheng-de CHEN durchgeführte Literaturauswertung „40 Jahre Entwicklung von GGK in China“ gibt einen umfassenden Einblick in das umfangreiche chinesische Fachschrifttum dieses Zeitraumes. Die Literaturschau stützt

sich auf 332 Publikationen und gibt einen Überblick über folgende Themen:

Einführung zur GGV Entwicklung in China / Herstellungsmethoden und Behandlungsmittel / Zusammenhang zwischen Mikrogefüge und Werkstoffeigenschaften / Die Primärkristallisation von GGV / Wärmebehandlung / Weitere Eigenschaften wie Bearbeitbarkeit, Schweißbarkeit, Oberflächenbehandlung, Dämpfungseigenschaften / Qualitätskontrolle / Typische Anwendungsgebiete für GGV / Legierungsmöglichkeiten / Schlussfolgerungen / Literaturzitate.

CHINA FOUNDRY (in Englisch), vol. 4 No. 2 May 2007, S. 91/98, No. 3 August 2007, S. 175/181 u. No. 4 Nov. 2007, S. 261/269.

Die Zeitschrift liegt am Österreichischen Gießerei-Institut in Leoben auf (E-Mail: office@ogi.at).

Recent Development of Ductile Cast Iron Production Technology in China

Prof. Qizhou CAI und Bokang WEI geben an Hand von 35 ausgewerteten Literaturstellen

einen Einblick in die jüngsten Entwicklungen auf dem Gebiet des Gusseisens mit Kugelgrafit in China:

Entwicklung von GGG im Gusszustand / Wärmebehandlung von GGG und ADI / Neue Herstellverfahren von GGG / Zusammenfassung / Literatur:

CHINA FOUNDRY (in Englisch), vol. 5 No. 2 May 2008, S. 82/91.

Die Zeitschrift liegt am Österreichischen Gießerei-Institut in Leoben auf (E-Mail: office@ogi.at).



WORLD TECHNICAL FORUM 2009

der World Foundrymen Organization WFO

1. bis 3. Juni 2009, Brno

Wie bereits in Heft 1/2-2008, S. 22, der Giesserei Rundschau angekündigt wurde, findet das WTF 2009 in der Zeit von 1. bis 3. Juni 2009 in Brünn / CZ zusammen mit den 46. Czech Foundry Days und der ersten World PhD Conference statt.

Als Organisator hat die Czech Foundrymen Society nun in einem

2nd Call for active Participation

zur aktiven Teilnahme am Vortragsprogramm und an der Ausstellung eingeladen.

Das WTF 2009 steht unter dem Motto „Future Trends in making Castings“.

Jedes WFO-Mitgliedsland ist eingeladen, bis zu zwei Vortragsmeldungen einzureichen, wobei Beiträge zu nachstehenden Themen erwünscht sind:

Allgemeine Entwicklungstendenzen am Gießereisektor / Gießerei-Technologien / Gusslegierungen, Composite / Gießerei-Einrichtungen / Formsand-Mischungen / Simultaneous Engineering / Simulation / Rapid Prototyping / Energie-Einsparung / Umweltschutzaspekte / „Going green“ Technologien / Ausbildung u.a.

Nachstehende Termine für Einreichungen bzw. Anmeldungen sind einzuhalten:

Vorträge:	Kurzfassungen	31. Oktober 2008
	Kompletter Text	31. Jänner 2009
Poster:	Kurzbeschreibung	31. Oktober 2008
Werbeeinschaltungen im DIN A5 Format		31. Jänner 2009
Ausstellungsteilnahme		31. Jänner 2009

Nähere Informationen enthält die Website www.wtf2009.cz.

Hans Joachim Laempe tödlich verunglückt



Hans Joachim Laempe ist am 15. April 2008 bei einem Flugzeugabsturz ums Leben gekommen.

Der 59jährige Laempe war Gründer, Geschäftsführer und Miteigentümer der Laempe & Mössner GmbH mit zwei Werken in Schopfheim und Meitzendorf. Die Firma stellt Kernschießanlagen für Gießereien her. Er hatte das Unternehmen 1977 gegründet und sich mit seinen innovativen Ideen schnell am Markt etabliert. Laempe fühlte sich besonders dem Schutz der Umwelt verpflichtet. So erfand er bereits 1994 die „weiße Gießerei“, die Recycling statt Entsorgung in der Gießerei einführte. 2002 folgte ein neues umweltfreundliches Binderverfahren, das er zusammen mit dem Chemiker Bernd Kuhs entwickelte. Dafür erhielten beide im Jahre 2002 den Innovationspreis des Landes Baden-Württemberg.

Auf der Suche nach einem weiteren Produktionsstandort hatte Joachim Laempe kurz nach der Wiedervereinigung in Sachsen-Anhalt zunächst eine bestehende Firma übernommen und ihre Mitarbeiter weiter beschäftigt. 1997 baute er dann eine 10.000 qm große neue Halle nahe Magdeburg „auf die grüne Wiese“. Diesen Standort für Fertigung, Montage und Ausbildung hat er auch in schwierigen Jahren kontinuierlich erweitert, während er im Stammwerk in Schopfheim Planung, Forschung, Entwicklung und Verkauf konzentrierte.

Mit Werner Mössner fand Laempe 2005 einen Partner, der seinem kreativen Erfindungsgeist Raum gab und seinem Verkaufstalent den Rücken stärkte.

Im Juni 2006 wurde die Laempe & Mössner GmbH von der Landesregierung als „Unternehmen des Monats in Sachsen-Anhalt“ geehrt.

Für die Zukunft hatte der Schopfheimer Unternehmer ganz konkrete Pläne. Nach der überaus erfolgreichen Messeteilnahme an der GIFA 2007, deren Präsident er war, wollte er sich auf die Konstruktion von neuen Maschinen und den Verkauf konzentrieren. Er hatte einen Technischen Leiter verpflichtet, der ihn im Tagesgeschäft entlasten sollte.

Am Donnerstag,

dem **25. September 2008**

veranstaltet das Österreichische Gießerei-Institut in Leoben

den **1. CT-Infotag** für Gießer

Themenschwerpunkte

Computertomographie als Werkzeug in
vielfältigen Bereichen der Gießerei

- Gussfehler
- Werkstoffuntersuchungen
- Erstmusterbeurteilungen
- Vermessungen
- Analyse von Schadensfällen
- Werkstoffanalysen und Gefügeanalysen
- Simulation und Prozessoptimierung

CT-Vorführungen

CT in den unterschiedlichen Anwendungsbereichen

Fachdiskussion

Diskussion, persönliche Gespräche und Buffet

