Österreichische Post AG
Info.Mail Entgelt bezahlt

Fachzeitschrift der Österreichischen Giesserei-Vereinigungen

Verlag Lorenz, 1010 Wien
Ebendorferstraße 10

Jhg. 54
heft 11/12
2007

VÖG Verein Österreichischer Gießereifachleute

Giesserei Rundschau

Stahlguss bis zu einem max. Liefergewicht von ca. 170 Tonnen für:
- Turbinenbau
- Kompressorenbau
- Maschinenbau
- Offshore

Nichteisenmetallguss:
- wartungsfreie Gleitelemente
- Kompaktschieber
- Abstreifer

voestalpine Giesserei Linz GmbH
voestalpine-Straße 3
4020 Linz, Austria
T. +43/732/65 85-2120
F. +43/732/69 80-2277
giesserei@voestalpine.com

voestalpine Giesserei Linz GmbH
www.voestalpine.com/giesserei_linz

voestalpine
EINEN SCHRITT VORAUS.

Wir wünschen allen Freunden unseres Hauses frohe Feststage und ein glückliches neues Jahr!

voestalpine
EINEN SCHRITT VORAUS.

Postfach 3
4031 Linz
Tel.: 0732/6585-6226
Fax: 0732/6980-2277

Mit herzlichen Weihnachtsgrüßen verbinden wir unseren Dank für die gute Zusammenarbeit und wünschen für das neue Jahr Glück und Erfolg!

Verlag Lorenz und Redaktion

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 Gießereifachleute, Wien, Fachverband der Gießereiindustrie, Wien
Österreichisches Gießerei-Institut des Vereins für praktische Gießereiforschung 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 Eichlseder
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: € 73,00
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.

VÖG Giesserei Rundschau

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

INHALT

Die voestalpine **GIESSEREI LINZ GMBH** fertigt hochqualitative Stahlgussprodukte mit Stückgewichten bis zu 170 Tonnen. Angeboten werden alle Stahlgusswerkstoffe nach internationalen Normen und/oder nach Kundenspezifikation. Außerdem im Lieferprogramm sind Grauguss und Nichteisenmetallguss, wie z.B. selbstschmierende Gleitelemente.

Im Mittelpunkt der Strategie der Stahlgießerei der voestalpine **GIESSEREI LINZ GMBH** steht die Weiterentwicklung und konsequente Forcierung technologisch anspruchsvoller Produkte für die Energietechnik, den Kompressoren- und Maschinenbau sowie den Offshore-Bereich.

BEITRÄGE 210

– Großkomponenten-Stahlguss für Thermische Kraftwerke
– Reoxidation bei Eisen- und Stahlguss
– Betriebsfeste Auslegung von Gussbauteilen in Leichtbauweise – Berechnungsansätze
– Innovation schafft Zukunft

TAGUNGEN/ SEMINARE/MESSEN 236
WFO-Technical Forum Teil 3
60 Jahre GGG – Call for Papers
Rückschau Tschechische Gießerei-Tagung Brno
Veranstaltungskalender

AKTUELLES 251
Ausbildung
Aus den Betrieben
Interessante Neuigkeiten

VÖG-VEREINS-NACHRICHTEN 259
Vereinsnachrichten
Personalia

„Die größte Dampfturbine der Welt“ Großkomponenten aus Stahlguss für Thermische Kraftwerke Design, Werkstoffe, Prozesse, Qualitätssicherung

„The World`s biggest Steam Turbine“ Heavy Steel Castings for Thermal Power Plants Design, Materials, Foundry Processes, Quality Assurance

Dipl. Ing. Reinhold Hanus, Absolvent der Montanuniversität Leoben, Fachrichtung Montanmaschinenwesen, leitet das Qualitätswesen und die Forschung der voestalpine Giesserei Linz GmbH

Ing. Erich Aistleitner, QS-Beauftragter und Leiter Qualitätssachbearbeitung der voestalpine Giesserei Linz GmbH

Dipl. Ing. Helmut Schwarz MBA, Absolvent der Montanuniversität Leoben, Fachrichtung Hüttenwesen/Giessereikunde und der Purdue University, Indiana, USA, Fachrichtung Business Administration, leitet die voestalpine Giesserei Linz GmbH als technischer Geschäftsführer

Kurzfassung

Die Gießereigruppe der **voestalpine** mit den österreichischen Standorten in Linz und Traisen erzeugt schweren Stahlguss für Dampf- und Gasturbinen, Kompressoren für die Öl- und Gasförderung, sowie für die chemische Industrie, den Maschinenbau und für die Offshore-Technik. In der Gruppe kann ein Gewichtsbereich zwischen 1 und 170 Tonnen abgedeckt werden. Jeder dieser Märkte hat seine besonderen Herausforderungen. Hier wollen wir uns auf Besonderheiten beschränken, die eine Großstahlgießerei im Bereich der Dampfkraftwerke zu bewältigen hat. Im Besonderen wollen wir dies anhand der erzeugten Dampfturbine (1720 MW) für das Kraftwerk Olkiluoto in Finnland erläutern.

1. Stahlguss in der Energie-Branche

Komponenten aus Stahlguss spielen eine Schlüsselrolle in allen thermischen Kraftwerken. Es handelt sich dabei vor allem um die statischen Teile der Turbinen: Außen- und Innengehäuse, Schaufelträger, Ventilgehäuse und Krümmer im Gewichtsbereich zwischen 1 bis 100 Tonnen pro Einzelteil. Die Komponenten sind mit Innendruck beaufschlagt und thermisch hoch beansprucht. Die Designs sind sehr komplex und stellen daher an die gießtechnische Ausarbeitung, die Werkstoff-Behandlung und die Prozessplanung und Ausführung höchste Anforderungen. Besonders die Wärmebehandlungen sind sehr umfangreich und aufgrund der großen Wandstärken lang andauernd.

Die Aufträge sind meist Einzelaufträge, was einen Serieneffekt praktisch nicht zulässt, jedes Gussteil ist sozusagen individuell.

1.1 Werkstoffe und Entwicklungen im Dampfturbinenprozess

Bekanntlich fällt die Warmstreckgrenze (0,2%-Dehngrenze bei erhöhter Temperatur) von Stahlguss mit zunehmender Temperatur ab. Bis zu einer Einsatztemperatur von 400–450°C ist die Warmstreckgrenze eine der wesentlichsten Werkstoffkennwerte. Werden Bauteile noch höheren Temperaturen über eine längere Zeit ausgesetzt, beginnt sich der Werkstoff plastisch zu verformen. Diese unter Langzeitbeanspruchung und höherer Temperatur auftretende plastische Verformung wird auch Kriechen genannt.

Im Bereich des Kriechens spielen Werkstoffkennwerte wie Zeitstandfestigkeit und Zeitdehngrenze die wesentliche Rolle für die Auslegung der Bauteile.

Als warmfest gelten unlegierte und legierte Stahlgusssorten, die im Hochtemperaturbereich unter Langzeitbeanspruchung ihre charakteristischen Werkstoffeigenschaften behalten.

Die im Kraftwerksbereich für Turbinenkomponenten hauptsächlich eingesetzten Stahlguss-Werkstoffe sind die Mo-, CrMo-, bzw. CrMoV- legierten Typen G20Mo5, G17CrMo5-5, G17CrMo9-10, G17CrMoV5-10. Diese niedrig legierten, warmfesten Werkstoffe werden im Zeitstandbereich bis zu einer Einsatztemperatur von 550°C verwendet.

Aufgrund der Anstrengungen zur Verringerung des Schadstoff- und CO_2-Ausstoßes, ist man bestrebt, immer höhere Wirkungsgrade in den Kraftwerksprozessen zu erreichen (**Bild 1** zeigt die Reduzierung der CO_2-Emissionen mit steigendem Wirkungsgrad). Dies kann in thermischen Kraftwerken, neben der ständigen Verbesserung des Turbinen-Designs, durch die Kombination von Gas- und Dampfprozess bzw. über eine Erhöhung der Prozesstemperaturen und -drücke (Frischdampf, überhitzter Dampf) erreicht werden.

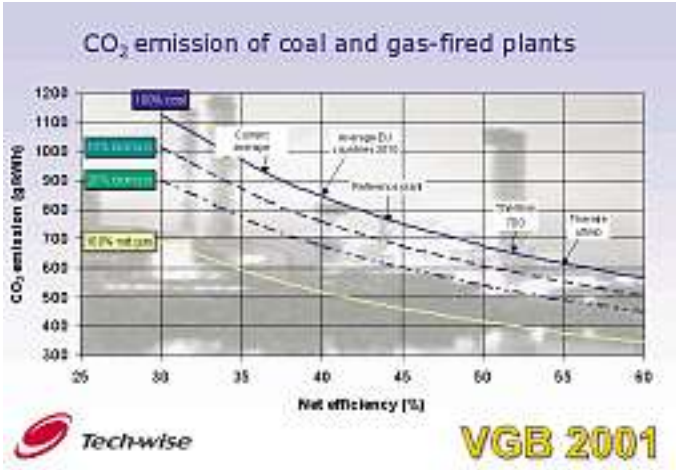


Bild 1: CO_2-Emission fossil befeuerter Kraftwerke (Quelle: VGB)

Da heute, besonders im Mitteldruckbereich von Dampfturbinen, Temperaturen bis 625°C gefragt sind, wurde diesen Anforderungen im Rahmen von großangelegten internationalen Forschungsprojekten Rechnung getragen. Neben erhöhten Gehalten an Cr sollen hier die Elemente V, Nb, W, Co, N und B einen wesentlichen Beitrag zur Erhöhung der Kriechfestigkeit liefern. Man spricht allgemein von der Gruppe der 9–10% Cr-Stähle. Um in den thermischen Kraftwerken noch höhere Temperaturen (bis zu 700°C) realisieren zu können und den Wirkungsgrad noch weiter zu verbessern, werden in groß angelegten Forschungsprojekten in Europa (COST, THERMIE) die Werkstoffe immer weiter entwickelt. Mit Hilfe von Ni-Basis-Werkstoffen und komplex legierten 9–10% Cr-Stählen soll ein kohlebefeuertes Pilotkraftwerk mit einem Wirkungsgrad von über 50% errichtet werden. Einen Überblick über die Einsatzgrenzen von Hochtemperatur-Turbinenwerkstoffen gibt **Bild 2**.

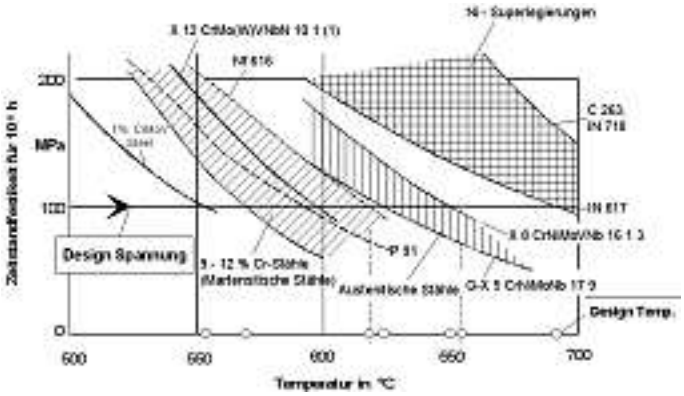


Bild 2: Einsatzgrenzen von Hochtemperatur-Turbinenwerkstoffen

1.2 Stahlguss-Komponenten für Thermische Kraftwerke

Bild 3: Ventilgehäuse (29 t)

Neben den Werkstoffen werden bei den Turbinenbauern auch die Prozesse verbessert, um noch höhere Wirkungsgrade zu erreichen. Einerseits werden neue Prozessrouten wie einfache und doppelte Zwischenüberhitzung des Dampfes nach den ersten Druckstufen beschritten, andererseits werden auch die Designs der Dampf führenden Komponenten effizienter und damit komplexer gestaltet.

Die für die Erzeugung der elektrischen Grundlast gebauten Dampfkraftwerke bzw. Kernkraftwerke steigern neben dem Wirkungsgrad auch ihre Leistung (bis 1.800 MW), was bewirkt, dass die Schlüsselkomponenten, wie Turbinengehäuse, immer größer werden.

Auf diese Herausforderungen müssen die Prozesse in der Gießerei ausgerichtet werden. Einige der dazu notwendigen Großinvestitionen werden im Folgenden beschrieben.

Bild 4: Hochdruck Außengehäuse mit angeschweißten Ventilen (31 t + 2x19 t = 69 t)

Bild 5: Gasturbinengehäuse (27 t) im fertig bearbeiteten Zustand

Beispiele für die verschiedenen Komponenten sind in den **Bilder 3 bis 5** zu sehen.

2. Typischer Prozessdurchlauf in der Stahlgießerei

2.1 Standardprozesse

Bild 6 zeigt die wesentlichen Schritte im Fertigungsprozess von schweren Stahlgusstücken für den Kraftwerksbau.

Nach der Erstellung der Gusstechnik, dem Bau des Holzmodells und dem Einformen beginnt die Existenz des Gussstückes mit dem Schmelz- und Gießprozess. Nach der Erstarrungszeit (2 bis 6 Wochen, je nach Wandstärke, Komplexität und Werkstoff) wird das Gussstück ausgeschlagen.

Die Qualitätswärmebehandlung ist neben der chemischen Zusammensetzung der wichtigste Schritt zur Einstellung des erwünschten Mikrogefüges und der geforderten mechanischen Eigenschaften als Basis für die Kriechbeständigkeit bei hohen Temperaturen.

Bild 6: Typischer Fertigungsplan für schwere Stahlgussstücke

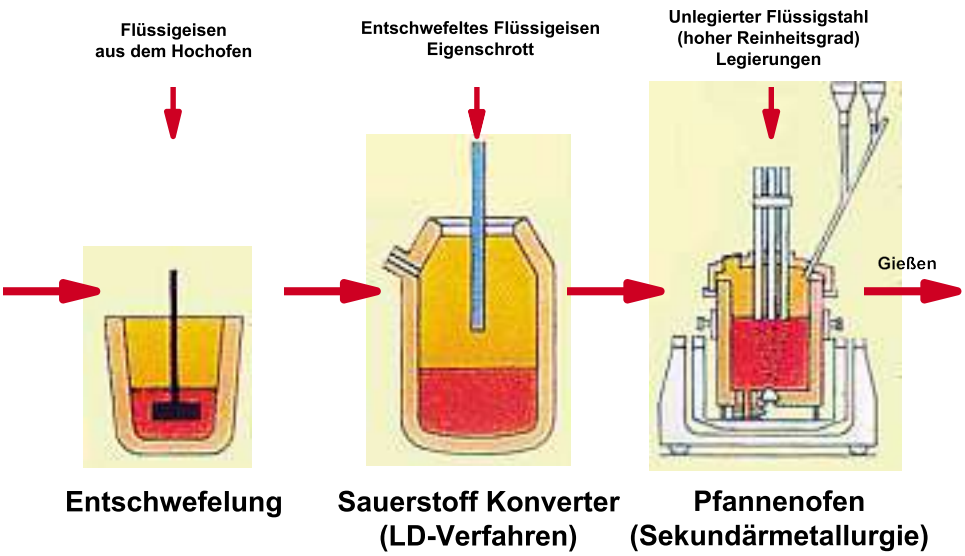


Bild 7: Flüssigstahl-Herstellung in der voestalpine Giesserei Linz - Standardprozess

Bild 8: Abguss in der voestalpine Giesserei Linz, Standardprozess mit max. 3 Pfannen à 50 Tonnen

Nach dem Vorschruppen wird das Gussstück zerstörungsfrei geprüft (mit magnetischer Streuflussprüfung und Ultraschallprüfung). Alle Anzeigen, die nicht dem vorgeschriebenen Annahmestandard entsprechen, sind auszumulden. Nach einer erneuten magnetischen Streuflussprüfung der Schleifmulden werden diese verschweißt, gefolgt von einer Spannungsarmglühung.

Zwischen den einzelnen Produktionszyklen werden immer wieder Maßkontroll-Schritte durchgeführt, um festzustellen, ob bestimmte geforderte Übermaße für die Fertigbearbeitung oder für den Einsatz kritisch werden könnten.

Eine abschließende zerstörungsfreie Prüfung ist der letzte Fertigungsschritt in der Gießerei, bevor das Gussstück zur Fertigbearbeitung gebracht wird.

2.2 Schmelz-Aggregate

Die Hauptprozesslinie für die Stahl-Erschmelzung der voestalpine Giesserei beginnt im LD-Stahlwerk des Mutterkonzerns in einem LD-Konverter mit ca. 150 Tonnen Fassungsvermögen. Hier wird unlegierter Stahl hergestellt und in einem Teilabstich in die Pfannen der Gießerei abgegossen. Das Fassungsvermögen der Gießerei-Pfannen beträgt zwischen 20 und 50 Tonnen. Diese Pfannen werden mit dem Flüssigstahl in die Gießerei zum dortigen Pfannenofen transportiert. Dort erfolgt die sekundärmetallurgische Behandlung: Auflegieren hauptsächlich mit Ferrolegierungen, heizen mit 3 Graphit-Elektroden, die in das Schmelzbad eintauchen, sowie Spülung mit Argon oder Stickstoff über einen am Pfannenboden angebrachten Spülstein. Die Prozesskette ist schematisch in **Bild 7** dargestellt.

Mit einer speziell entwickelten Logistik zur Behandlung mehrerer Pfannen in einem Zyklus können so bis zu 3 Pfannen so behandelt werden, dass sie gleichzeitig in eine Form vergossen werden können. Damit sind max.150 Tonnen Flüssigstahl verfügbar (**Bild 8** zeigt einen Abguss mit 3 Pfannen gleichzeitig). Wenn man berücksichtigt, dass die Gusstechnik (Steiger, Gießkeil-Anzüge, Einguss-System, usw.) je nach Werkstoff und Komplexität der Teile 50 % der Flüssigstahlmenge ausmachen, ergibt sich damit für die komplexen Formen der Dampfturbinen und die warmfesten Werkstoffe ein maximales Rohgussgewicht von 70 Tonnen. Die Gusstechnik wird nach dem Ausschlagen des Gussteils aus der Form mit Sauerstofflanzen abgetrennt.

Die Anforderung der Turbinenbauer an die thermischen Grundlast-Kraftwerke nach immer größeren Leistungseinheiten und damit größeren Gusskomponenten bewirkt für die Gießerei die Notwendigkeit, mehr Flüssigstahl bereitzustellen. Turbinengehäuse mit 100 Tonnen Rohgewicht müssen hergestellt werden. Dazu hat unsere Gießerei in einer Großinvestition eine neue Prozesslinie für Flüssigstahl aufgebaut. Diese wird im Kapitel über das Projekt Olkiluoto weiter beschrieben.

3. Projekt Olkiluoto / Finnland

Projektablauf in der Stahlgießerei – „Ein Riese nimmt Gestalt an“

Die Siemens AG in Mülheim an der Ruhr ist Hersteller von Dampfturbinen (Generator + Turbine) und besitzt nach eigenen Angaben einen Weltmarktanteil von ca. 10 % am Gesamtmarkt für Dampfturbinen. Am Standort Mülheim werden bereits seit vielen Jahren Dampfturbinen entwickelt und gebaut. Die voestalpine Giesserei Linz kann gerade in dieser Zusammenarbeit Ihre Stärken ausspielen. Der Markt für Dampfturbinen ist ein Markt der großen Projekte, die individuell an die Kundenbedürfnisse angepasst werden müssen. Hier spielen Standort, klimatische Bedingungen und vorhandene Infrastruktur eine besondere Rolle. Maßgeschneiderte Projekte benötigen eine Stahlgießerei, die flexibel und rasch Kundenbedürfnisse umzusetzten in der Lage ist. Bleibt der Grundtyp des Turbinengehäuses auch gleich, so wird in Zusammenarbeit mit der Gießerei das Design angepasst.

Die Siemens AG erhielt den Auftrag zur Errichtung des konventionellen Kraftwerksteils. Das Kraftwerk stellt mit der angeschlossenen 1.720 MW Turbine das leistungsstärkste je in Mülheim erzeugte Kraftwerk dar. Um dieses Kraftwerk zu realisieren, sind nicht nur größte Anstrengungen seitens der Kraftwerksbauer nötig, auch den Lieferanten wird einiges abverlangt.

Für dieses Projekt erhielt die voestalpine Giesserei Linz den Auftrag über einige Gusskomponenten, darunter die großen Außengehäusehälften (Oberteil: 83 t, Unterteil: 95 t Rohgewicht).

3.1 Besonderheiten in den Prozessen für „Mega-Komponenten“

Die Größe der Teile erfordert in nahezu allen Gießerei-Prozessen Sondermaßnahmen, Investitionen und ausgefeilte Logistik bei Transport, Wärmeführung, Prüfabwicklung, Schweißen, usw.

voestalpine GIESSEREI LINZ GMBH	FERTIGUNGS-UND PRÜFFOLGEPLAN MANUFACTURING PROCESS AND INSPECTION PLAN	FP-Nr./MPP-No.: SIEM-VA-9166-01-N1 Rev. 00 Blatt/Page 2 von/of 10

Schr. No. Sequ. no.	Tätigkeiten Activities	Vorschriften Specification	Prüfungen/Inspections M	C	S	IA	Bemerkungen Remarks
1.	Modellfertigung und Kontrolle Pattern making and inspection	Modellzeichnung/ Pattern Drawing	RI				
2.	Form-und Kernherstellung mit anschließender Kontrolle Moulding and core making with follow up inspection	Modellzeichnung/ Pattern Drawing Interne Vorschrift/ Supplier Procedure	RI				Probenlegeskizze beachten. Observe location of test coupons PLK M-3873 Rev. 0
3.	Stahlherstellung und Gießen; Schmelzenfreigabe Melting and pouring, heat analysis release	TLV 9166 01; TLV 0100; QST-No. 111105 Interne Vorschrift Supplier Procedure	RE	cr			**Attest** - chem. Zusammensetzung **Certificate** -chemical composition Acc. QST-No. 111105 sequ.# 1.3 Review of chemical composition – melt anlaysis
4.	Überprüfung der eingegossen Gussstückidentifikation Review of cast on identification on the casings	TLV 9166 01; TLV 0100;	RI				
5.	Anwärmen zum Steigerbrennen/ Preheating for riser cutting	Interne Vorschrift Supplier Procedure WBII-G17CrMo9-10	RI				Internes Protokoll Internal Record
6.	Steigerbrennen; Cutting of riser and gates	Interne Vorschrift Supplier Procedure	RI				
7.	Sichtprüfung auf außergewöhnlich große Fehlerstellen Visual Inspection for uncommon large defects		RI				Information an Kunden im Falle von außergewöhnlich großen Fehlerstellen Notify to costumer in case of uncommon large defects

Bild 9: Auszug aus dem Fertigungs- und Prüffolgeplan des Außengehäuses

Gehäuse für Dampfturbinen sind meist geteilt ausgeführt (Oberteil + Unterteil) und die Gehäusehälften werden beim Zusammenbau der Turbine, nachdem der Läufer mit den Beschaufelungen eingesetzt ist, mit Bolzen verschraubt. Das Außengehäuse für Olkiluoto ist das größte jemals gegossene Dampfturbinengehäuse weltweit, das üblicherweise schwerere Unterteil wiegt 95,3 Tonnen. Auch die Innengehäusehälften sind jeweils über 50 Tonnen schwer und gepaart mit dem Werkstoff (hochlegierter 12% Cr-Stahl) und dem komplexen Design eine Herausforderung für Ingenieure und Gießereifacharbeiter.

3.1.1 Engineering – Qualitätsplanung

Da es sich hier um eine hoch beanspruchte Turbine handelt, nimmt neben der technologischen Planung die Qualitätssicherung einen großen Stellenwert ein. Beginnend von den ersten technischen Verhandlungen mit dem Kunden bis zur Endabnahme sind immer mehrere Parteien (Kunde = Turbinenbauer, Endkunde = Kraftwerksbetreiber, 3rd-Party=Abnahmegesellschaft) involviert.

In einem Fertigungs- und Prüffolgeplan für jedes Teil sind alle einzelnen Prozess-Schritte mit Tätigkeiten und Verantwortlichkeiten, zugrunde liegenden Spezifikationen und den erforderlichen Prüf-, Melde-, Halte- und Abnahme-Schritten festgelegt. **Bild 9** zeigt beispielhaft die ersten 7 von ca. 50 Prozess-Schritten des FP-Plans.

Alle Prüfungen müssen von einer für das Projekt anerkannten 3rd-Party abgenommen sein.

Diese Prüfungen erfordern natürlich enormen Aufwand an Qualitätsarbeit und Engineering in den Vorbereitungsphasen, alle im Fertigungs- und Prüffolgeplan genannten, qualitätsrelevanten Procedures, für Wärmebehandlung, Konstruktions-, Fertigungs- und Auftrags-Schweißungen, Verfahrensprüfungen, zerstörungsfreie Prüfungen, usw. müssen von allen Parteien genehmigt werden.

3.1.2 Modellherstellung und Formen

Aufgrund der Größe jeder Außengehäusehälfte (ca. 6,5 x 6 x 3 m) war die Stabilität des Holzmodells (siehe **Bild 10**) eines der Probleme, die im Modellbau zu lösen waren. Eine weitere Herausforderung war die Abstützung und Stabilisierung der Abdampfstutzen mit 2 m Durchmesser, die beidseitig aus dem Gehäuseunterteil ragen, sowohl beim Modell in der Herstellung, als auch beim Fixieren des Sandkerns in der Form.

Bild 10: Holzmodell für das Außengehäuse-Oberteil mit einem der Abdampfstutzen

3.1.3 Schmelz- und Gießprozess

Bild 11: Abguss mit einer schweren Pfanne (150 t Flüssigstahl), fertig legiert im LD-Stahlwerk

Der Abguss des größeren Teils mit 95,3 t aus dem Werkstoff G17CrMo9-10 erfolgte mit der neuen Prozesslinie mit einem gesamten Flüssigstahlgewicht von 192 Tonnen.

Die im LD-Konverter behandelte Pfanne mit 148 Tonnen Flüssigstahl wird dabei im Pfannenofen des Stahlwerks auf die von der Gießerei vorgeschriebene Analyse fertig legiert und mit Spezialfahrzeugen in die Gießerei gebracht. Dort werden parallel dazu zwei „kleine" 20 bis 30 Tonnen-Pfannen fertig gestellt, sodass 3 Pfannen (1 große Pfanne mit ca. 148 Tonnen und 2 kleine Pfannen mit 27 und 17 Tonnen Flüssigstahl) gleichzeitig mit gleicher Temperatur zum Abguss bereit stehen. Wenn man bedenkt, dass die Distanz zwischen LD-Stahlwerk und Gießerei ca. 2 km beträgt, kann man sich vorstellen, welche technische Meisterleistung für Planung und Ausführung hier erbracht werden muss. Unabdingbare Voraussetzung ist eine gute Abstimmung und Zusammenarbeit zwischen LD-Stahlwerk und Gießerei.

3.1.4 Wärmebehandlung – Strahlen – Adjustage

Einen wesentlichen Teil in der Fertigung von Stahlgussteilen nehmen die Adjustagetätigkeiten (Arc-Air-Brennen, Schleifen, Strahlen) in Anspruch. Für Teile dieser Größenordnung wurden in der voestalpine Giesserei Linz große Aggregate investiert. Die Besonderheit bei diesem Projekt war, dass die Errichtung des neuen Wärmebehandlungsofens und des neuen Strahlhauses in „Super-Size-Ausführung" genau mit dem Prozessfluss abgestimmt werden musste. Jeder Tag zu spät hätte Wartezeit bedeutet und den Liefertermin verzögert.

Abb. 12 zeigt oben die beiden neuen Anlagen (Schleuderrad-Strahlhaus, rechts offen und Wärmebehandlungsofen links, mit einer Spezialkonstruktion zur Öffnung des hohen Ofentors).

3.1.5 Vorbearbeitung

Die Gussteile werden nach der Qualitätswärmebehandlung zu einem Bearbeitungsbetrieb transportiert. Dort erfolgt die mechanische Bearbeitung auf ca. 5–6 mm Übermaß zur fertigen Bearbeitungsfläche. Transport ist einfach hingesagt, bedeutet aber für solch große Teile Sondermaßnahmen für Transportmittel, Beförderung mit den Kränen in den Hallen, Sicherheitsmaßnahmen und die gesamte Logistik-Planung. Die Fertigbearbeitung erfolgt erst im Anschluss an den gesamten Gießereiprozess. Für Teile dieser Größenordnung gibt es wenige Bearbeitungsbetriebe, die entsprechende Maschinen zur Verfügung haben. Eine gute Koordination zwischen Gießerei und Bearbeitungsbetrieb ist eine wesentliche Voraussetzung, um maßliche Probleme zu vermeiden, die bei derartig großen Teilen katastrophale Auswirkungen haben würden (**Bild 13**).

Bild 12: Neuer Wärmebehandlungsofen und neues Strahlhaus „Super Size". Qualitätswärmebehandlung des Außengehäuse-Unterteils (Ofenausfahrt nach Austenitisierung-950°C und beschleunigte Abkühlung mit Ventilatoren)

3.1.6 Schweißen

Das Schweißen stellt einen wesentlichen Fertigungsschritt bei der Herstellung von Stahlgussteilen dar. Fertigungsschweißungen, Konstruktionsschweißungen (Anschweißen gewalzter, geschmiedeter oder gegossener Rohre, Stutzen, Krümmer, Nippel, usw.) und Auftragsschweißungen für

Bild 13: Außengehäuse-Oberteil beim Vorschruppen bei MCE

Bild 14: Positionierung für das Schweißen

Bild 15: Außengehäuse-Oberteil bei der Abnahme durch Kunden und 3rd Party (zerstörungsfreie Prüfung: mit Ultraschall)

spezielle Oberflächenanforderungen (Härte oder Korrosion) werden im Schweißbetrieb der Gießerei durchgeführt. Für das große Außengehäuse waren dazu besondere Vorkehrungen bezüglich Vorwärmung, Schweißparameter, Schweißposition (siehe **Bild 14**) notwendig.

3.1.7 Zerstörungsfreie Prüfung, und Abnahme

Sowohl aus technischer, als auch logistischer Sicht verdient die zerstörungsfreie Prüfung besonderes Augenmerk. Alle Gussteile für die Energiebranche werden zu 100 % mit magnetischer Streuflussprüfung und Ultraschall mit Normal- und Winkelprüfköpfen, die Schweißkanten für vorbereitete Rohranschweißungen mit Isotopen-Röntgen geprüft. Das bedeutet für diese Teile einen enormen Aufwand an Prüfpersonal und große Erfahrung. Die Prüffolge muss hier sehr genau geplant werden, da jedes Teil mehrmals gewendet werden muss und gewisse Bereiche nur in bestimmten Positionen des Gusstücks erreichbar sind. Die MT-Prüfung muss hier von Hand mit Prüfpolen durchgeführt werden und kann nicht auf der Magnetisierungsanlage mit Markise zur Abdunkelung (bei Prüfung mit UV-Licht notwendig) erfolgen. Das bedeutet, MT-Prüfung ist nur in der Nachtschicht möglich.

Man bedenke, dass neben den internen Prüfungen (Erstprüfung und Prüfung nach den Wärmebehandlungszyklen) eine 3-fach-Abnahme (intern, Kunde und Endkundenvertreter) erfolgt. Damit wird vorstellbar, welchen Aufwand dies für eine Prüfabteilung bedeutet. Die Abnahme der zerstörungsfreien Prüfung, der mechanischen Eigenschaften und die Dokumentation erstreckt sich über einige Wochen für beide Gehäusehälften.

Alle oben genannten Gussteile konnten mittlerweile erfolgreich hergestellt, abgenommen und ausgeliefert werden. Dies ist ein Meilenstein für die voestalpine Gießerei Linz und zeigt deren Kompetenz, schwierige Stahlguss-Komponenten im höchsten Gewichtsbereich herstellen zu können.

Da ausgezeichnete Ingenieur-Leistung und Facharbeit sowie höchster persönlicher Einsatz jedes Einzelnen die Basis für solche Erfolge sind, möchten wir Stolz und Dankbarkeit an unsere Mitarbeiter an dieser Stelle zum Ausdruck bringen.

Kontaktadresse:
voestalpine Giesserei Linz GmbH
A-4031 Linz, Postfach 3
Tel.: +43 (0)732 6585 4450
Fax: +43 (0)732 6980 4450
E-Mail: Reinhold.Hanus@voestalpine.com

Stand der Untersuchungen zur Reoxidation bei Eisen- und Stahlguss*)

Investigations on Reoxidation of Cast Iron and Cast Steel

Prof. Dipl.-Ing. Tomas ELBEL, CSc.

Nach dem Studium des Gießereiwesens an der Montanistischen Hochschule in Ostrava (1971) Eintritt in die Gießerei des Automobilwerkes TATRA als Entwicklungsmitarbeiter für Formstoffe und Stahlguss. Später Technischer Direktor und Generaldirektor. Nach seiner Berufung zum Professor für Metallurgische Technologie 2002 begann er seine pädagogische Tätigkeit als Lehrer und Lehrstuhlleiter für Gießereiwesen an der FMMI VSB – Technische Universität in Ostrava.

Doz. Dipl.-Ing. Jaroslav Senberger,CSc.

Nach dem Studium der Metallurgie an der Montanistischen Hochschule in Ostrava (1965) Tätigkeit in der Gießerei Slatina Brno bis 1987. Anschließend bis 1992 Militärforschungs-Institut Brno. 1992 bis 1996 Betriebsleiter bzw. Direktor der Giesserei Slatina Brno. Seit 1994 Dozent an der Technischen Hochschule Brno.

Spezialigebiete: Stahlherstellung, hochlegierte Stähle, Gussfehler.

Dipl.-Ing. Antonin Zadera

Nach dem Studium des Gießereiwesens an der Technischen Hochschule Brno Mitarbeit am Lehrstuhl Maschinenbau-Engineering, Fachbereich Gießereiwesen mit Dissertation über Stahloxidation. Seit 2007 Assistent mit Schwerpunkt Metallurgie der Eisenwerkstoffe.

Kurzfassung

Die Metallreoxidation ist für eine ganze Reihe von Fehlern sowohl bei Stahl- als auch bei Eisengussstücken verantwortlich, insbesondere beim Abgießen in Grünsandformen. Das flüssige Metall kommt während der Strömung im Gießsystem und im Metallhohlraum in Kontakt mit Sauerstoff aus der Luft und mit Wasserdampf. Es kommt zu einer sekundären Oxidation der Elemente in der Reihenfolge nach ihrer Affinität zum Sauerstoff und ihrer Aktivität. Die Verfasser haben die Reoxidation bei graphitischen Gusseisensorten und unlegierten bzw. niedriglegierten Stählen untersucht. Die Reoxidation wurde außer durch indirekte Methoden auch durch eine direkte Messung der Sauerstoffaktivität während der Formfüllung bis zur Solidustemperatur ermittelt. Die kontinuierliche Messung der Änderung der Sauerstoffaktivität in der Gussform ist eine originelle Lösung. Andere Forscher hatten ihre Messungen nur im Ofen mit Einwegsensoren durchgeführt. Die gewonnenen Ergebnisse haben bestätigt, dass die Messung der Sauerstoffaktivität in Gusseisen zur Steuerung der Gussstückqualität herangezogen werden kann. Zur Beschreibung der im Formhohlraum verlaufenden Prozesse ist sie jedoch zu unempfindlich.

1. Einleitung

Beim Vergießen von Metallen und Legierungen ist die Reoxidyation eine Begleiterscheinung, vor allem dann, wenn sich an der Oberfläche des strömenden Metalles sehr dünne Schichten des Grundmetalles und seiner Legierungs- und Begleitmetalle bilden.

Die Oxide des Grundmetalls und die Oxide der Elemente mit niedrigerer Affinität zum Sauerstoff werden nacheinander von den Elementen der stärkeren Desoxidationsmittel in Abhängigkeit ihrer Affinität zum Sauerstoff sowie ihrer Aktivität reduziert. Eine große Bedeutung für die Reoxidationsprozesse haben die Entstehung von Oberflächenfilmen und von Gießhäuten im strömenden Metall sowie die Diffusionsprozesse. Eine gute Beschreibung dieser Erscheinungen hat bereits Campbell gegeben **[1]**. Der Sauerstoff kann in Eisenlegierungen in zwei Formen vorliegen, entweder als gelöstes Element oder als gebundenes Oxid. Außer der Entstehung von unterschiedlichen Fehlern bei Stahl- oder Eisengussstücken hängt bei den Gusseisen auch die Graphitmorphologie mit dem gelösten Sauerstoff zusammen. Eine direkte Messung des im Metall gelösten Sauerstoffs ist nicht möglich. Mittels spezieller Sonden kann jedoch die Sauerstoffaktivität bestimmt werden **[2,3]**. Die Sauerstoffaktivität ist stark von der Temperatur und von Dosoxidationszusätzen abhängig und nimmt mit fallender Temperatur ab. Sie wird bei niedrigen Temperaturen durch die Siliziumaktivität gesteuert, bei höheren Temperaturen hingegen wird der Kohlenstoff zum stärksten Desoxidationselement.

Die Desoxidation des Gusseisens durch Silizium und Kohlenstoff wird durch die Gleichungen (1) und (2) beschrieben:

$$(SiO_2) \leftrightarrow [Si] + 2[O] \qquad (1)$$

$$2\,\{CO\} \leftrightarrow [C] + 2[O] \qquad (2)$$

Durch Verbindung der beiden Gleichungen (1) und (2) können wir die für die Gusseisenmetallurgie höchstwahrscheinlich wichtigste chemische Reaktion ableiten (3), deren Gleichgewicht sich mit der Temperatur ändert:

$$(SiO_2) + 2[C] \leftrightarrow [Si] + 2\,\{CO\} \qquad (3)$$

Bei höherer Temperatur ist das Silizium ein schwächeres Desoxidationsmittel als der Kohlenstoff, d.h. das Silizium und der Sauerstoff neigen weniger zur Verbindungsbildung. Dadurch entsteht mehr freier Sauerstoff in der Gusseisenschmelze. Im Gusseisen ist der Sauerstoff aus der Sicht der Graphitkeimbildung sehr wichtig. Ein zu hoher Sauerstoffgehalt kann jedoch zusammen mit anderen gasförmigen Elementen (H, N) Pinhole-Fehler verursachen.

Die Metallreoxidation können wir mit vier Methoden untersuchen:

a) Untersuchung der Änderung der chemischen Metallzusammensetzung.
b) Untersuchung der Reoxidationsprodukte in den Gussstücken und im flüssigen Metall.
c) Gussfehleranalyse
d) Untersuchung der Sauerstoffaktivitätsveränderung im flüssigen Metall.

Die ersten drei Methoden sind als indirekte Methoden zu betrachten, weil sie die Folgen der Reoxidation nach Erstarrung und Abkühlung des Gussstückes untersuchen. Die vierte Methode ermöglicht eine direkte Betrachtung der Metallveränderungen, die besonders bei der sekundären Oxidation, und zwar durch Veränderung der Sauerstoffaktivität, ablaufen. Die Untersuchung der Veränderungen der chemischen Zusammensetzung des Metalls haben die Verfasser in der bereits erwähnten Arbeit **[2]** zur Untersuchung der Reoxidation bei Stahlguss benutzt. Für Gußeisen ist diese Methode nicht geeignet.

Die Methode der Untersuchung von Einschlüssen im Metall und in der Form sowie die Analyse der Nadelstiche (Pinholes) in den Gussstücken wurden von den Verfassern herangezogen, um die Fehlerhäufigkeit in den Gießereien abzusenken **[4,5]**.

Die Sauerstoffaktivitätsmessung wurde ursprünglich zur Qualitätssteuerung bei Stahl entwickelt. In den Stahlwerken wurde sie zur

*) Vorgetragen auf den 44. Foundry Days der Tschechischen Gießereifachleute am 16. Oktober 2007 in Brno.

Standardkontrollmethode. Im Gießereiwesen wurde die Forschung zur Anwendung dieser Methode bei Eisenguss ganz gezielt, besonders für hochqualitative Sorten mit Vermikular- bzw. Kugelgraphit eingesetzt. Nach den Forschungen an der Universität in Wisconsin **[6]** und systematischen Arbeiten des ÖGI in Leoben, die von Hummer und Mitarbeitern **[7,8]** veröffentlicht worden sind, folgten Hecht **[9]**, Mampaey **[10]** und weitere, die die Sauerstoffaktivität der Schmelze im Ofen vor dem Abgießen beobachteten und festgestellt haben, dass die gemessenen Werte zur Vorhersage der Graphitmorphologie im Gusseisen oder der metallurgischen Qualität benutzt werden können. Die Messergebnisse der Sauerstoffaktivität von Hummer, Hecht und Mampaey wurden mit Hilfe handelsüblicher Gußeisensorten und einer Apparatur der Firma Heraeus Electro-Nite gewonnen und die Messungen wurden im Schmelzofen, ohne Einfluss der Gießformatmosphäre, durchgeführt.

Die größte Neigung zur Reoxidation hat eine Grünsandform, was auch schon von Campbell **[1]** bestätigt wird, der annimmt, dass der größere Anteil der sekundären Oxidation die Folge der Metallreaktion mit Wasserdampf aus der Form ist, und nicht mit der Luft, die schon in der Anfangsphase des Gießverlaufs aus der Form verdrängt wird. Der Zusatz kohlenstoffhaltiger Stoffe in den Formstoff hilft, dieses Problem zu eliminieren.

2. Versuchsdurchführung und Ergebnisse

2.1 Beobachtungen zur Veränderung der Metallzusammensetzung

An Stahlgussstücken wurde der Unterschied der chemischen Zusammensetzung zwischen den Proben aus der Gießpfanne und aus Gussstücken nach deren Erstarrung in einer bentonitgebundenen Form verglichen **[2]**. In drei Schmelzserien eines unlegierten Kohlenstoffstahls wurde der statistisch gesicherte Einfluß der Hauptbegleitelemente untersucht. Bei allen drei Schmelzserien konnten statistisch gesicherte Unterschiede im Aluminiumgehalt festgestellt werden. Die relative Abnahme von Aluminium nach dem Abgießen in eine Grünsandform betrug 28,7 %, 24,2 % und 23,5 %. Für Silizium und Mangan konnte ein statistisch gesicherter Einfluß nur bei einer Schmelzeserie ermittelt werden.

Zum Unterschied zu Gusseisen, wo die Sauerstoffaktivität durch die Siliziumaktivität bestimmt wird, ist sie in unlegierten Kohlenstoffstählen durch die Konzentration des dominierenden Desoxidationselements bestimmt, was meistens das Aluminium ist. Es ist notwendig, den Aluminiumgehalt in einem verhältnismäßig engen Konzentrationsintervall zu steuern. Die untere Konzentrationsgrenze des Aluminiums ist durch die Forderung zur Verhinderung der Kohlenstoffreaktion während der ganzen Zeit des Gießens und Erstarrens vorgegeben, die obere Grenze vom möglichen Auftreten von Muschelbruch, einer Beeinträchtigung der Vergießbarkeit bzw.auch der Bearbeitbarkeit, bestimmt. Muschelbrüche entstehen bei dickwandigen Gussstücken, wo ein nicht besonders großes Entstehungsrisiko für durch erhöhte Sauerstoffaktivität verursachte Fehler besteht.

Die Desoxidation der Stähle mit Aluminium beschreibt die Reaktion (4):

$$2[Al] + 3[O] = (Al_2O_3) \qquad (4)$$

Bei den unlegierten, mit Aluminium desoxidierten Stählen bewegt sich der Gehalt an Desoxidationsaluminium im Bereich von ca. 0,03 bis 0,05 %. Unmittelbar nach der Desoxidation ist dann die Sauerstoffaktivität in der Pfanne üblicherweise niedriger als 10 ppm (4–8 ppm). Unter diesen Bedingungen ist das Desoxidationsprodukt festes Aluminiumoxid, das nach Desoxidation in allen Gussstählen vorkommt. Während der Reoxidationsvorgänge kann an manchen Gussstückstellen und unter Umständen sogar im ganzen Gussstück das mit Sauerstoff reaktionsfähige Aluminium verbraucht sein. Die Verminderung des Aluminiumgehalts im gegossenen Stahl durch Oxidation wird von einer Erhöhung der Sauerstoffaktivität begleitet. Wenn die Sauerstoffaktivität auf einen Wert ansteigt, der größer ist, als die Gleichgewichtaktivität mit Silizium unter den gegebenen Bedingungen, dann kann es zur Oxidation des Siliziums kommen. Bei der gleichzeitigen Oxidation von Aluminium und Silizium können komplexe Oxide entstehen. An Stellen, wo sowohl der Aluminiumgehalt und gleichzeitig auch der Siliziumgehalt stark abfallen, kommt es zur Oxidation von Mangan. Wenn alle enthaltenen Elemente zur Desoxidation der im Verlauf der sekundären Oxidation entstandenen Eisenoxide nicht ausreichen, dann enthalten die Desoxidationsprodukte auch Eisen. Im Falle einer unzureichenden Desoxidation des Stahles, d.h. im Falle, dass die Sauerstoffaktivität nicht völlig mit dem Aluminiumgehalt gesteuert wird, können in einem Stahlgussstück Fehler wie Blasen und Pinholes entstehen. Falls die Oxide der schwächeren Desoxidationsmittel, besonders des Mangans, entstehen, steigt auch die Neigung für die Entstehung von sekundären Schlackenstellen. Bei dickwandigen Gussstücken können die Manganoxide auch zur Entstehung tiefer Vererzungen infolge chemischer Penetration von niedrigschmelzenden Manganoxiden in den Quarzformgrundstoff führen.

Aus der obenangeführten Analyse ergibt sich unterschiedliches Verhalten für die Bedeutung von Sauerstoff in Stählen und Gusseisen. Im Stahl ist eine genügend niedrige Sauerstoffaktivität gefordert, die die Entstehung von Blasen bzw. Pinholes verhindert. Die sekundäre, im Gussstück während des Gießens verlaufende Oxidation, muss dann mit gießtechnischen Parametern (Strömungscharakter der Schmelze, Gießgeschwindigkeit u.ä.) auf eine solche Weise begrenzt werden, damit es nicht zur erhöhten Oxidation des Desoxidationsaluminiums kommt und nicht zu viele sekundäre Oxidationsprodukte gebildet werden, die in der Folge zur Entstehung von sekundären Schlackenstellen führen können. Aus der Sicht der mechanischen Bildung ist auch die Morphologie der entstehenden Desoxidationsprodukte sehr wichtig.

2.2 Beobachtung der Reoxidationsprodukte in Gussstücken und im Metallfluss

An Stahlgussstücken wurden Fehler untersucht, deren Bildung auf die verlaufenden Reoxidationsprozesse zurückzuführen ist. Die Fehler wurden an Gussstücken aus unlegierten Stählen (Kohlenstoffstähle mit einem Mangangehalt bis 1,8 %) sowie an einem Gussstück aus legiertem Stahl GS 15CrMo4 untersucht. Die Masse der Gussstücke bewegte sich im Bereich von 1 bis 7 t. Gegossen wurde in Furanharzformen, versehen mit einem Schlichteanstrich aus Zirkonsilikat – ($ZrSiO_4$ ca. 44,9 Masse-%) oder auf Korundbasis (Al_2O_3). Das Eingusssystem war bei allen Gussstücken aus Schamotterohren hergestellt **[11]**.

Die Reoxidationsprodukte wurden einerseits aus der Metalloberfläche während der Formhohlraumfüllung, anderseits aus den Fehlstellen, die an den Gussstücken während der Putzbearbeitung entdeckt worden sind, entnommen.

Die von Metall umhüllten Schlackenteilchen stammten aus Gussteilproben, die im Verlauf der Untersuchung als sekundäre Schlackeneinschlüsse (Schaumstellen) erkannt wurden.

Insgesamt wurden 7 beim Gießen abgenommene Schlackenproben und 3 aus dem Gussstück herausgeschnittene Schlackenproben analysiert. Bei den aus der Form während des Gießens entnommenen Proben wurde mittels Flächenanalyse auf dem Rasterelektronenmikroskop (Philips XL 30 – EDAX) die durchschnittliche chemische Zusammensetzung der Schlacken bestimmt. Zur Analyse der sekundären Schlackeneinschlüsse wurde die gleiche mikroanalytische Methode benutzt, wobei sowohl eine Flächenanalyse als auch eine Punktanalyse der einzelnen Phasen durchgeführt wurde. Durch Einsatz dieser Methode wurde angenommen, nicht nur eine genaue Klassifizierung der in den untersuchten Gusstücken vorkommenden Fehler machen zu können, sondern auch Hinweise auf den Entstehungsmechanismus des Fehlers bzw. Hinweise, in welcher Phase der Formfüllung die Bildung erfolgt, erhalten zu können.

Untersuchungsergebnisse der Schlacken

Die vom Metallspiegel entnommenen Proben lassen Rückschlüsse auf die abgelaufenen Reaktionen im Gießsystem und in den ersten

Probenzusammensetzung [At.%]	Probennummer							
	5	6	7	8	10	11	15	Schlichte
	Stahl-Sorte							
	G20 Mn5	G20 Mn5	G20 Mn5	G20 Mn5	15Cr Mo4	LCC	G20 Mn5	
O	59.0	61	57	58.5	49.5	58.5	60.4	60
Al	18.0	14.5	15.2	13	8.0	16.1	16.2	23
Si	10.8	10.8	14.8	9.5	0.7	12.6	16.3	9
Zr	4.8	2.5	2.5	2.2		3.4	1.4	6.1
Ca		0.5	0.5	0.7		0.6	0.4	
Cr			0.5	0.6	22.0			
Mn	3.5	4.5	5	8.5		4.8	2.7	
Fe	2.8	3.9	2.7	4.6	11.8	2.5	2.1	
Mg		0.5	0.6	0.8	7.3	0.7		0.9
Ti		1.7	0.2	1.3	0.3	0.1		1.0
Al/Si	1.67	1.34	1.03	1.37		1.28	0.99	2.56
Mn/Fe	1.3	1.2	1.9	1.8		1.9	1.3	

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der während des Gießens aus dem Flüssigmetallspiegel entnommenen Schlacken

Ähnliche Ergebnisse, d.h. beträchtliche chemische und Phasenheterogenität, wurden auch bei weiteren untersuchten Fehlerproben festgestellt. Bei den aus dem Flüssigmetall während des Gießens entnommenen Proben wurde nur eine durchschnittliche Schlackenzusammensetzung, die sehr wichtig für die Beurteilung ihres Ursprungs ist, ermittelt. Eine Analyse der einzelnen Phasen im Schlackenfehler lässt Rückschlüsse auf den Entstehungsmechanismus zu.

Auf dem Bildschirm des Elektronenmikroskops konnten bei 100-facher Vergrößerung in der sekundären Schlacke farblich unterschiedliche Phasen festgestellt werden. Eine Flächenanalyse der einzelnen identifizierten Phasen ergab im wesentlichen Eisengehalte von 0 bis 44 At.%. In den einzelnen Schlackeneinschlüssen wurden außerdem Mangan und Silizium detektiert, was auch in diesem Falle auf die sekundäre Oxidation hinweist.

Phasen der Formhohlraumfüllung zu. Bei den aus der Form beim Gießen entnommenen Schlackenproben (5 – 8, 10, 11 und 15) wurde mittels Flächenanalyse auf dem Rasterelektronenmikroskop die chemische Zusammensetzung bestimmt, die in der **Tabelle 1** wiedergegeben wird. In der letzten Zeile der **Tabelle 1** ist gleichzeitig die chemische Zusammensetzung der verwendeten Form-Schlichte aufgeführt. Die Probe Nr. 10 aus der **Tabelle 1**, die aus der Schmelze GS 15CrMo4 entnommen wurde, hat eine anomale Zusammensetzung. Die Probenzusammensetzung hängt mit dem Chromgehalt im Stahl zusammen. Alle anderen Proben enthalten 1,4 bis 4,8 At.% Zr, 9,5 bis 16,3 At. % Si und 8 bis 18 At.% Al. Die Proben enthalten außerdem 2,7 bis 11,4 At. % Mn und 1,2 – 3,9 At.% Fe. Die Anwesenheit von Zr in der Schlacke ist dadurch zu erklären, dass an der Schlackenbildung auch die Schlichte nicht unwesentlich beteiligt war. Die Anwesenheit von Mn und Fe in der Schlacke ist auf den Verlauf der Reoxidationsprozesse zurückzuführen. Mit Ausnahme der mit Cr legierten Schmelze enthalten die Schlacken, gemessen in Masse-%, gleichviel oder mehr Al als Si.

Analyse der sekundären Schlackeneinschlüsse

Für 3 Gussstücke wurde eine Fehleranalyse an aus den Gussstücken entnommenen Proben durchgeführt. Die Proben wurden nach dem Zersägen auf einer Magnetspannplatte angeschliffen und hierauf einer Untersuchung am Rasterelektronenmikroskop (Philips XL 30 – EDAX) zugeführt. Die Zusammensetzung der analysierten Phasen ist in **Tabelle 2** wiedergegeben, wo die Konzentration der einzelnen Elemente in Atomprozenten angegeben ist. Das Aussehen des Schlackeneinschlusses ist im **Bild 1**. dargestellt. Aus **Tabelle 2** folgt, dass die Einschlussmasse – die Schlacke – 9 unterschiedliche Phasen mit variierender chemischer Zusammensetzung enthält.

Bild 1: Aussehen des untersuchten Fehlers – sekundäre Schlackeneinschlüsse

Stelle	Element [At.%]							
	O	Al	Si	Zr	Mn	Fe	Al/Si	Mn/Fe
1	63		35					
2	54	12	25	0.5	6	0.9	0.48	6.67
3*	56	2.7	8.4	30.9	2	0.6	0.32	3,33
4	59	0.9	18	21.7	1	–	0.05	–
5**	51	1.6	2.3	1.0	–	44	0.70	0.00
6	38	9	15	0.5	2	35	0.60	0.06
7	61	9	21	0.4	4	5.4	0.43	0,74
8	58.3	1.7	4.6	0.4	5	30	0.38	0,17
9	54	22	12	4.7	2	4.3	1.83	0,47

Tabelle 2: Zusammensetzung der analysierten Phasen der Fehlstelle – Probe Nr. 3

* Kleine Kristalle, relativ selten, beinhalten einen großen Anteil an Zr

** FeO Oxide hatten auf dem Schliff eine längliche, in eine Richtung orientierte Form; es ist nicht auszuschließen, dass es sich um eine beim Schleifen der Probe entstandene Phase handelt.

Bei der Analyse des der Fehlstelle benachbarten Metalls waren in einem ca. 100 µm breiten Band zahlreiche Einschlüsse festzustellen, die hauptsächlich Al und Si enthielten. Die Mikroanalyse der einzelnen Schlackenteile und des umgebenden Metalls bestätigt das Auftreten sekundärer Oxidation.

Sehr ähnliche Ergebnisse wurden auch bei der Analyse von zwei weiteren sekundären Schlacken erhalten. Auch hier wurde bestätigt, dass es sich um Produkte der sekundären Oxidation handelt. In allen analysierten Fehlern wurden auch Phasen gefunden, die Zr aus der Schlichte enthielten. Das bestätigt die Annahme, dass es zur Koagulation der abgelösten Schlichte und der während des Gießens entstandenen sekundären Schlacken kommt.

2.3 Analyse der Gussfehler

Die Fehleranalyse wird meist zusammen mit der Analyse des Gussteilwerkstoffs, der Schlacken an der Fehlstelle und in der Fehlerumgebung durchgeführt.

Dieser Vorgang wurde im vorigen Kapitel am Beispiel sekundärer Schlackenfehler bei Stahlgussstücken erläutert. Wie schon oben angegeben, haben wir die Methode beim Studium der Entstehungsursachen von Pinholes in Eisengussstücken **[4]** sowie Einschlüssen in Stahlgussstücken **[5]** beschrieben.

2.4 Beobachtungen zur Veränderung der Sauerstoffaktivität im Metall

Die Versuche zum Studium der Metallreoxidation in der Gussform wurden bei Gusseisen auf der kontinuierlichen Messung der Sauerstof-

faktivität im Verlauf der Formfüllung und Metallerstarrung aufgebaut. Es wurde ein Vergleichsversuch herangezogen, wenn unter sonst gleichen Bedingungen (gleiche Zusammensetzung des gegossenen Metalls, gleiche Messtemperatur a_0) Formstoff und Formfüllungsmethode geändert wurden. Zur Untersuchung wurden zwei Typen von stufenförmigen Gussstücken mit einer Masse von 19,2 kg und 21 kg benutzt **[12]**.

Die Form wurde aus grünem bentonitgebundenem Formstoff hergestellt. Als Bindemittel wurde natrifizierter Bentonit genommen. Die Mischung enthielt keinen kohlenstoffhaltigen Zusatz, zur Plastizitätserhöhung wurden 0,75 Masse-% Dextrin zugesetzt. Der Glühverlust der Mischung betrug 1,75 %. Die mittlere Korngröße des verwendeten Quarzsandes d_{50} = 0,27 mm. Die Formmischungen unterschieden sich im Wassergehalt. Das Metall für die Versuchsgussstücke wurde im Mittelfrequenzofen mit einem Volumen von 100 kg geschmolzen. Abgegossen wurde mit einer Handgießpfanne. Die Impfung (FeSi 75 %) in der Gießpfanne und die Modifikation in der Form wurden für die Werkstoffe GJV und GJS mit dem Modifikator Bjomet 3 durchgeführt.

Die Messung der Sauerstoffaktivität in den Gussstücken erfolgte mit TSO 6-Sonden der Firma Termosondy Kladno s.r.o. und mit von diesen Sondentypen abgeleiteten Sensoren.

Der Sensor besteht aus einer Messzelle, die mit feuerfestem Material im Quarzrohr abgedichtet ist. Die Messzelle wird aus einem CaO-stabilisierten ZrO_2-Feststoffelektrolyt und einer Referenzmischung Cr_2O_3 + Cr gebildet. Der Kontakt mit dem Bad und die Leitung aus der Referenzmischung waren aus Molybdendraht. Die Temperatur wurde mit Thermoelementen Pt – PtRh 10 mit einem Durchmesser von 0,3 mm, die in einer Korundkapillare mit einem Durchmesser von 3 mm untergebracht waren, gemessen. Das Messende des Thermoelements befand sich in einem Korundschutz mit einem Außendurchmesser von 6 mm. Im **Bild 2** sind die Sensoren für kontinuierliche Messung im Vergleich zur handelsüblichen Sonde TSO 6 abgebildet.

Bild 2: Abbildung der Messsonde TSO 6 und der Sensoren für kontinuierliche Messung der Sauerstoffaktivität

Die Aufzeichnung der Messung der elektromotorischen Spannung (EMS) der Sensoren für die Bestimmung der Sauerstoffaktivität und die Aufzeichnung der Temperatur mit Thermoelementen verlief während der ganzen Gießzeit bis zur völligen Erstarrung des Gussstückes. Die Registrierung erfolgte über eine am PC angeschlossene Messkarte oder auf einer netzunabhängigen Messzentrale.

Die Sauerstoffaktivitäten im Metall wurden nach Gleichung (5) der ČSAV Ostrava berechnet:

$$\log a_O = 4{,}516 - (13\ 272{,}35 - 10\ 079{,}90 \cdot E) / (T + 273) \qquad (5)$$

a_O – Sauerstoffaktivität [%]

T – Temperatur der Schmelze [T]

E – elektromotorische Spannung der Sonde [V]

Für Gusseisen mit Lamellengraphit – GJL, Gusseisen mit Vermiculargraphit – GJV und Gusseisen mit Kugelgraphit – GJS wurde der Einfluss der Feuchtigkeit auf die Veränderung der Sauerstoffaktivität im Metall während der Formfüllung und Erstarrung des Gussstückes untersucht. Dafür wurden Proben in grüne, bentonitgebundene Formen mit niedriger, mittlerer und hoher Feuchtigkeit abgegossen. Die Abstichtemperatur des Gusseisens bewegte sich im Bereich 1460 bis 1480 °C.

Die Schmelze für das Gussstück mit Lamellengraphit wurde in der Pfanne mit FeSi 75, die Schmelzen für die Gussstücke mit Kugel- bzw. Vermiculargraphit wurden gleichzeitig mit der Modifizierung in der Pfanne mit FeSi 75 geimpft. Die Modifizierung erfolgte mit dem Modifikator Bjomet 3.

Metall gleicher Zusammensetzung und gleicher Temperatur wurde jeweils aus einer Pfanne in drei Formen mit unterschiedlicher Feuchtigkeit der Mischung abgegossen.

Bei diesen Messungen wurden bei GJL bei einer Temperatur von 1300 °C mit steigender Form-Feuchtigkeit zunehmende Sauerstoffaktivitäten festgestellt:

Feuchtigkeit 2,4 %; a_O = 0,30 ppm

Feuchtigkeit 3,5 %; a_O = 0,35 ppm

Feuchtigkeit 4,9 %; a_O = 0,50 ppm

Bei der Erstarrungstemperatur gleichen sich die Sauerstoffaktivitäten aus und betragen nur noch 0,05 ppm. Bei Gusseisen mit Kugelgraphit gelang die Sauerstoffaktivitätsmessung bei einer Temperatur von 1290 °C nur bei zwei Formen. Bei einer Form-Feuchtigkeit von 2,1 % war der Wert a_O = 0,38 ppm und bei einer Feuchtigkeit von 3,6 % a_O = 0,31 ppm. Bei Erstarrungstemperatur sank die Sauerstoffaktivität bei beiden Formen auf 0,12 ppm.

Bei Gusseisen mit Vermiculargraphit gelang eine erfolgreiche Messung bei einer Temperatur von 1300 °C nur bei der Form mit einer Feuchtigkeit von 2,1 %, wobei eine Sauerstoffaktivität a_O = 0,11 ppm gemessen wurde, die bei der Erstarrungstemperatur auf 0,07 ppm sank.

Weitere Untersuchungen waren auf die Messung der Sauerstoffaktivität bei Gusseisen mit Vermiculargraphit GJV gerichtet, wo in den Probegussstücken Pinholes festgestellt wurden **[13]**. Auf Grundlage eines vereinfachten Versuchsplans wurden 5 Schmelzen vorbereitet, in denen folgende Parameter konstant gehalten wurden: Einsatzzusammensetzung im Induktionsofen, chemische Zusammensetzung der Schmelze, Grundzusammensetzung des Formstoffes, Modifikatormenge und Gießtemperatur. Dominante Faktoren waren der Al-Gehalt im Gusseisen (3 Niveaus von 0,012 bis 0,25 Masse-%), die Formstofffeuchtigkeit (3 Niveaus von 2 bis 5,2 %) und der Durchflussgrad des flüssigen Metalls in den Formhohlraum (2 Einmündungsarten der Anschnitte in den Formhohlraum ε = 0,3 und 0,6). Der Durchflussgrad ist eine Kennziffer, die das Verhältnis der durch einen bestimmten Querschnitt durchgeflossenen Metallmenge zur Gesamtmenge des in die Form abgegossenen Metalls angibt. Als abhängige veränderliche Größen wurden die Sauerstoffaktivität und das Auftreten von Pinholes beobachtet.

Die Sensoren für die kontinuierliche Messung der Sauerstoffaktivität wurden in die Formhohlräume mit unterschiedlicher Feuchtigkeit eingelegt. Das Schmelzen des Metalls erfolgte in einem 100 kg-Ofen durch Umschmelzen einheitlichen Einsatzes aus Rücklaufmaterial. Geimpft wurde in der Pfanne beim Abstich, die Modifikation erfolgte in der Reaktionskammer in der Form mit Modifikator Bjomet 3. Die elektromotorische Spannung der Sensoren wurde bis zur Temperatur von 1200 °C registriert. Die berechneten Werte der Sauerstoffaktivität bezogen sich auf die höchste gemeinsam aufgezeichnete Temperatur von 1200 ± 1 °C.

Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Schmelzen ist **Tabelle 3** zu entnehmen.

Element	Chemische Zusammensetzung der Schmelzen [%]				
	Nummer der Schmelze (des Gussstücks)				
	61	62	63	64	65
C	3.45	3.49	3.51	3.47	3.60
Mn	0.38	0.39	0.18	0.18	0.18
Si	2.91	2.62	2.78	2.75	2.61
P	0.020	0.020	0.020	0.020	0.020
S	0.009	0.009	0.008	0.008	0.007
Cr	0.029	0.027	0.027	0.029	0.032
Cu	0.146	0.147	0.148	0.150	0.152
Al	0.012	0.015	0.050	0.251	0.190
Mg	0.031	0.0235	0.0255	0,023	0.0230

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der Versuchsschmelzen

Gussstücke 61	***Feuchtigkeit*** [%]	***Aktivität O_2***	***Temperatur*** [°C]
A1	3.0	0.0539 ppm	1201
A2	2 ,06	0.0153 ppm	1201
B1	4,68	0.008 ppm	1201
B2	3.0	0.0259 ppm	1201
Gussstücke 62			
A1	1,93	0.175 ppm	1201
A2	3.08	0.304 ppm	1201
B1	3.08	0.012 ppm	1201
B2	5,23	0.153 ppm	1201
Gussstücke 63			
A1	2,8	0.273 ppm	1199
A2	4,94	0.008 ppm	1199
B1	1,99	1.130 ppm	1199
B2	4,94	0.003 ppm	1196

Tabelle 4: Messergebnisse der Sauerstoffaktivität in den Stabgussstücken bei unterschiedlichen Feuchtigkeiten und unterschiedlicher Formfüllungsweise

Aus einer Schmelze wurden 2 Formen abgegossen, die aus 4 Stäben bestanden, wobei immer 2 Stäbe über einen gemeinsamen Eingusskanal gegossen wurden. Die Messergebnisse von drei Schmelzen sind in **Tabelle 4** wiedergegeben.

Der jeweils erste Stab wurde als Gussstück A, der zweite als Gussstück B bezeichnet.

Die Sauerstoffaktivitäten (**Tabelle 4**) wurden jeweils an zwei Stellen gemessen: in Lage 1 in Anschnittferne mit einem Durchflussgrad ε=0,6 bzw. in Lage 2 in Anschnittnähe mit einem Durchflussgrad von ε=0,3.

Man hätte erwartet, dass wie bei den früher angeführten Ergebnissen für GJL, bei geringer Feuchtigkeit des Formstoffes der Wert a_O niedriger und umgekehrt bei hoher Feuchtigkeit a_O höher wird. Die angegebenen Extremwerte wurden aber bei einer Schmelze gerade umgekehrt gemessen.

Alle Messergebnisse sind im **Bild 3** von 0,003 bis 1,13 ppm wiedergegeben. Auch Messergebnisse aller GJV-Schmelzen sind im **Bild 3** eingetragen. Auch wenn die Extremwerte aus der Auswertung genommen werden, ist eine Abhängigkeit zwischen dem Feuchtigkeitsgehalt und der Sauerstoffaktivität nicht zu sehen. Es ist auch kein Zusammenhang zwischen dem Aluminiumgehalt im Gusseisen und der Sauerstoffaktivität zu finden. Bei den Probestücken mit hohem Aluminiumgehalt von 0,19 bis 0,25 % traten in den Gussstücken mit hoher Häufigkeit Pinholes auf; dies sowohl bei niedrigen, als auch bei hohen Formstoff-Feuchtigkeiten (> 4 %). Bei den vorangegangenen Schmelzen mit Aluminiumgehalten von 0,012 und 0,05 % kam dieser Fehler dagegen nicht vor.

Damit konnten die bekannten Schlussfolgerungen aus der Literatur über den Einfluss des Al-Gehalts auf das Auftreten von Pinholes bei Gusseisen bestätigt werden. Weder eine hohe Formsandfeuchtigkeit noch die Tatsache, dass der Formstoff keine kohlenstoffhaltigen Zusätze enthielt, führten zur Entstehung von Pinholes. Diese Entstehungsursache wird auch in der Literatur betont.

In einer unserer vorangegangenen Arbeiten haben wir diese Schlussfolgerungen widerlegt **[6]**.

Bei den Gussstücken mit Pinholes versagte leider die Messapparatur und es ist nicht gelungen, die Sauerstoffaktivität zu bestimmen.

Die Unterschiede in den Messwerten der Sauerstoffaktivität können dadurch hervorgerufen werden, dass die EMS-Sensoren im Gusstückinneren, und nicht in den Oberflächenschichten, die für die Entstehung der Reoxidationsprozesse relevant sind, angeordnet sind. Der Einfluss der Formfeuchtigkeit tritt in der Wandmitte nicht so in Erscheinung, wie z.B. die Modifikationsbedingungen in der Form und die Entstehung der möglichen Reaktionsprodukte.

Wie schon Hummer, Hecht und Mampaey in den eingangs erwähnten Arbeiten darauf aufmerksam gemacht haben, hat die Sauerstoffaktivität einen Einfluss auf die Graphitmorphologie. Diese Erkenntnis wurde auch in unseren vorangegangenen Forschungsarbeiten bestätigt.

Aus den in den letzten zwei Jahren gemessenen Gusseisenschmelzen **[3]** wurde ein Satz statistischer Daten zusammengestellt. Die Daten für ausgewählte Temperaturen werden in der **Tabelle 5** wiedergegeben.

Temperatur	Lamellengraphit			Vermiculargraphit			Kugelgraphit		
[°C]	n	X	s	n	X	s	n	X	s
1400	7	1.480	0.181	-	-	-	-	-	-
1350	9	0.966	0.151	7	0.304	0.117	5	0.156	0.037
1300	9	0.621	0.159	8	0.164	0.056	3	0.081	0.009
1250	12	0.254	0.139	10	0.075	0.023	12	0.038	0.024
1200	9	0.090	0.056	10	0.042	0.021	16	0.024	0.023
1180	7	0.096	0.084	5	0.033	0.017	16	0.021	0.020

Tabelle 5: Werte der Sauerstoffaktivität /X/ in ppm für die untersuchten Gusseisensorten in Abhängigkeit von Temperatur und Graphitform

Bei den Gusseisen mit Lamellengraphit sind die Sauerstoffaktivitäten für Temperaturen über 1300 °C deutlich höher. Mit fallender Temperatur werden die Unterschiede der Sauerstoffaktivität zwischen Gusseisen mit Lamellengraphit und den anderen Gusseisensorten kleiner. Bei Temperaturen unter 1200 °C – an der Auflösungsgrenze der verwendeten Sensoren – überschneidet sich das Aktivitätsintervall des Gusseisens mit Lamellengraphit mit den anderen.

Diese Ergebnisse wurden im **Bild 4** graphisch dargestellt. Die höheren Werte im Streuband gelten jeweils für ungeimpfte Gusseisensorten, die niedrigeren für geimpfte. Die Streubänder für Gusseisen mit Kugelgraphit und Gusseisen mit Vermiculargraphit berühren sich. Die niedrigsten Sauerstoffaktivitäten bei Gusseisensorten mit Lamellengraphit wurden bei geimpften Schmelzen mit einem Ce-Gehalt von ca. 0,10 % gemessen. Die Graphitmorphologie blieb aber unverändert.

Wir haben uns bemüht, auch kontinuierliche Messungen der Sauerstoffaktivität durchzuführen und ihre Änderungen während des Einfließens von flüssigem Stahl in die Form zu verfolgen. Bei Stahl schien uns die Messung mit Rücksicht auf die hohen Sauerstoffwerte im Vergleich zum Gusseisen vielversprechender zu sein. Die Messungen wurden an einem Gussstück aus unlegiertem Kohlenstoffstahl nach ČSN 42 26 60 durchgeführt. Gemessen wurde in der Pfanne sowie im Gussstück. Die Abstichtemperatur bewegte sich im Bereich 1620

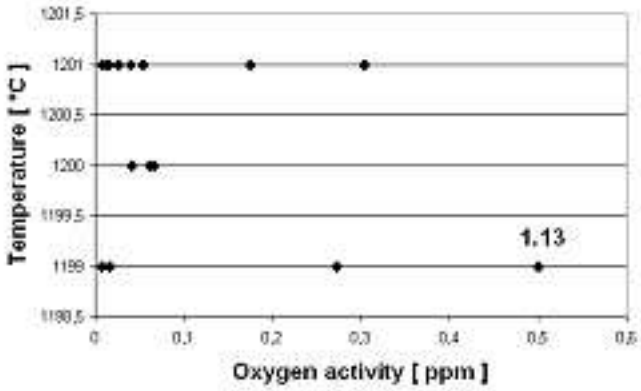


Bild 3: Gemessene Sauerstoffaktivitäten bei einer Temperatur von 1200 ± 1 °C

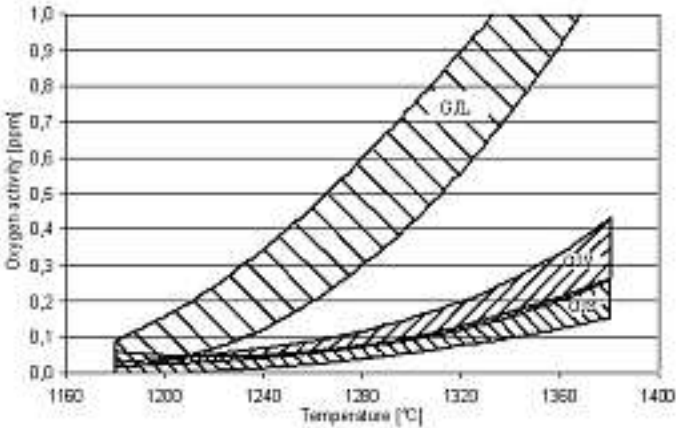


Bild 4: Abhängigkeit der Sauerstoffaktivität für 3 verschiedene Gusseisensorten – EN GJL, GJV, GJS [2]

bis 1670 °C. Bei diesen Versuchen stießen wir an die Grenze der Lebensdauer der Sensoren und der Korundschutzhüllen der Thermoelemente, die eine mehrminütige kontinuierliche Messung leider nicht ausgehalten haben.

Diskussion der Ergebnisse und Schlussfolgerungen

Die vorliegenden Ergebnisse für Gussstücke aus Gusseisen zeigen, dass der Einsatz der Sauerstoffaktivitätsmessung für eine direkte Beobachtung der durch Reoxidationsprozesse verursachten Veränderungen begrenzt ist. Die Sauerstoffaktivitätsmessung ist besser geeignet zur Beobachtung von Einflüssen auf die Kristallisation des Gusseisens und die Graphitmorphologie. Bei diesen Prozessen kommen auch die sekundäre und die tertiäre Metalloxidation zum Tragen.

Die Übereinstimmung unserer Messungen mit Ergebnissen anderer Autoren konnte bestätigt werden.

Der Erhöhung der Sauerstoffaktivität im Gusseisen im Verlauf der Reoxidationsprozesse wirkt der hohe Gehalt des Desoxidationselements (Si) entgegen. Bei Gusseisen im Unterschied zu Stahl steuert der Si-Gehalt die Sauerstoffaktivität im Metall. Bei den mit Aluminium desoxidierten Stählen beträgt der Gehalt des Desoxidationselements 0,03 – 0,05 % (Al). Bei den Reoxidationsprozessen kann an manchen Gussstückstellen das gesamte mit Sauerstoff reaktionsfähige Aluminium ausgeschöpft werden. Die Sauerstoffaktivität wird dann nicht von Aluminium gesteuert, und in den Gussstücken können Fehler entstehen. Es ist also wichtig, die genauen Desoxidationsbedingungen und zugleich eine gleichmäßige Formfüllung einzuhalten, damit in den Gussstücken keine Stellen mit einem Mangel an Desoxidationsmittel entstehen.

Die Reoxidationsprozesse verlaufen vorzugsweise in den Oberflächenschichten der Gussstücke. Hier ist die Empfindlichkeit der Sensoren sowie deren Haltbarkeit, besonders beim Einsatz zur Messung an flüssigen Stählen, sehr gering. Es müssen dann andere Untersuchungsmethoden angewendet werden, wie z.B. die Beobachtung der Oberflächenfehler von Gussstücken sowie Veränderungen der Metallzusammensetzung.

Die Analyse von Oberflächenfehlern an Gussstücken, eine indirekte Methode des Studiums der Reoxidation, haben wir schon in mehreren vorangegangenen Arbeiten benutzt, besonders zur Fehlerbeurteilung an Stahlgussstücken, die hier kurz präsentiert wurde. Es wurde bewiesen, dass die untersuchten Fehler als sekundäre Schlackeneinschlüsse zu klassifizieren sind. Dies konnte sowohl bei der Analyse der Schlacken, die aus dem flüssigen Metall während der Formhohlraumfüllung entnommen worden sind, als auch bei der Analyse der oxidischen Einschlüsse in unmittelbarer Umgebung der Fehlstelle bestätigt werden. Die analysierte Schlacke wies hohe Gehalte an Mn und Fe auf, die die sekundäre Oxidation des Stahls bestätigen, wenn nach dem Verbrauch des Desoxidationsaluminiums andere Elemente nach der Affinitätsreihe zum Sauerstoff oxidiert wurden. Auch an den oxidischen Einschlüsssen haben sich die Elemente mit einer niedrigen Desoxidationsfähigkeit Si, Mn und Fe beteiligt. Bei der Mehrheit der Proben wurde bei den Schlackenanalysen auch Zirkonium gefunden. Mit Rücksicht darauf, dass im Verlauf der Metallherstellung kein Zirkonium zugesetzt wurde, ist die Anwesenheitsursache im Ablösen der Schlichte und Koagulation mit sekundärer Schlacke zu suchen.

Die Analyse auch kleiner Schlackenproben und Einschlüsse mittels Diffraktionsanalyse RTG, bzw. in Kombination mit der Untersuchung am Rasterelektronenmikroskop (SEM) erweitert unsere Kenntnisse über die Fehlerursachen in Gussstücken.

In der vorliegenden Arbeit konnte der Ablauf der Reoxidationsprozesse aufgezeigt werden. Die angewandten Methoden sind aber nicht dazu geeignet, die Kinetik und den Einfluss von unterschiedlichen technologischen Gießparametern auf den Umfang der sekundären Oxidation zu beurteilen.

Dank

Die Untersuchung konnte mit finanzieller Unterstützung der Förderungsagentur der Tschechischen Republik im Rahmen des Projekts mit der Reg.Nr. 106/05/0446 durchgeführt werden.

Schrifttum

[1] CAMPBELL, J. : Castings. First edition, Elsevier Ltd, Oxford 2000.

[2] ELBEL, T., SENBERGER, J, ZADERA, A., KOCIAN, L.: Study of the occurrence and suppression of metal reoxidation in ferrous castings. In Proceedings of the 67th World Foundry Congress, Harrogate, ICME 2006, paper 94/1-94/10.

[3] SENBERGER, J., ZÁD?RA, A., ELBEL, T.: Oxygen activity in cast irons during melting and pouring. Slévárenství, 53, 2005, ?. 7/8, s.308-312. (In Czech)

[4] HAMPL, J., ELBEL, T., KOCIÁN, L.: The formation of pinholes in SG iron castings. Sborník v?deck?ch prací V?B – TU Ostrava, ?ada hutnická, ?.1, ro?.IL, 2006, ?lánek ?. 1271, s.57-64. (In Czech)

[5] PECINA,V.; ?ENBERGER,J. : Morpholgy and chemical composition of inclusions in steel as reoyidation criterion. In Proceedings of XVII. Conference „V?roba a vlastnosti oceli na odlitky a litiny s kuli?kov?m grafitem" , 13.-15.9.2006, ??ár nad Sázavou, s. 46-55.(In Czech)

[6] GHORPADE,S.R. et al.: Oxygen Probe Measurements in Cast Irons. AFS Transactions, vol.83, 1975, p.193-198.

[7] HUMMER,R. et al. : Saurstoffaktivitätmessung und thermische Analyse … Gieserei-Rundschau, 46, (1999¨, Heft7/8, s.8-16.

[8] HUMMER,R.: Oxygen Activity of Ductile Iron Melts. Advanced Materials Research, vols. 4-5, 1997, pp. 269-276.

[9] HECHT, M., LOURY, J.-B.: Détermination et signification de l´activité de l´oxygen… , Fonderie-Fondeur d´aujourd´hui, No 204, 2001, p.12-32.

[10] MAMPAEY,F. et al.: The use of oxygen activity measurement to determine optimal properties of ductile iron during production. Presented at the WFO Technical Forum , Düsseldorf, June 2007 – in proceedings p. 69-73.

[11] ZADERA, A., et el.: Reoxidation processes during pouring and the formation of defects in steel castings. Sborník vědeckých prací VSB-TU Ostrava, vol, L, 2007, No 1 , p.261-268. (In Czech)

[12] ELBEL, T., et al.: Reoxidace kovu při odléváni do syrových pískových forem, Sborník vědeckých prací VSB-TU Ostrava, vol, L, 2007, No 1 ,p. 47-54 (In Czech)

]13] ELBEL,T. et al. : Study of pinholes in cast irons. Technological Engineering, vol. IV,2007, Nr.1, p.2-3. (In Czech)

Kontaktadresse:

Prof. Ing. CSc.Tomas Elbel, Head of Foundry Departement
VSB – Technical University of Ostrava
CZ708 33 Ostrava-Poruba, 17. listopadu 15/2172
Tel.: +420 596 994 208, Fax +420 596 994 489
E-Mail: tomas.elbel@vsb.cz
www.fmmi.vsb.cz/632

Neuere Berechnungsansätze für die betriebsfeste Auslegung von Gussbauteilen in Leichtbauweise

Recent concepts for the design of lightweight cast components against fatigue

Dipl.-Ing. Dr.mont. Jürgen Fröschl
studierte an der TU Wien Maschinenbau und trat im Anschluss daran in das Christian-Doppler-Laboratorium für Betriebsfestigkeit an der Montanuniversität Leoben ein. 2006 promovierte er zum Thema: „Schwingfestigkeit geschmiedeter Bauteile: Technologische Einflüsse und multiaxiale Ermüdung". Seit Anfang 2007 ist Dr. Fröschl Abteilungsleiter für Betriebsfestigkeit – Simulation am Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau der Montanuniversität Leoben. Sein Kernforschungsgebiet ist die Ermüdung von Bauteilen unter mehrachsiger Beanspruchung.

Dipl.-Ing. Dr.mont. Hans-Peter Gänser
studierte Montanmaschinenwesen an der Montanuniversität Leoben und promovierte 1998 am Institut für Mechanik mit einer Arbeit zum Verformungsverhalten von Zweiphasenwerkstoffen. Nach Forschungsaufenthalten im Ausland arbeitete er von 2000 bis 2003 bei der Hilti AG in Schaan (Liechtenstein) an der Entwicklung von numerischen Simulationsmethoden. Seit 2003 ist er als Universitätsassistent am Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau der Montanuniversität tätig.

Dipl.-Ing. Gerhard Gerstmayr
studierte an der Montanuniversität Leoben Metallurgie und diplomierte im März 2007 zum Thema: „Entwicklung einer Methode zur Erfassung des Mittelspannungseinflusses für eine integrale Festigkeitshypothese". Seit Mai 2007 ist Gerhard Gerstmayr wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau an der Montanuniversität Leoben. Sein Kernforschungsgebiet ist die Untersuchung von Auswirkungen von Gefügezuständen auf die Schwingfestigkeit von Leichtbaukomponenten.

Dipl.-Ing. Dr.techn. Wilfried Eichlseder
studierte Maschinenbau an der TU Graz. Seit 1981 hatte er verschiedene Positionen in der Steyr-Daimler-Puch AG inne, zuletzt als Leiter des Engineering/Technologie-Zentrums Steyr. Er promovierte 1989 an der TU Graz mit einer Arbeit zur rechnerischen Lebensdaueranalyse von Nutzfahrzeugkomponenten. 1999 wurde er an die Montanuniversität Leoben berufen, wo er heute Leiter des Lehrstuhls für Allgemeinen Maschinenbau sowie des Christian-Doppler-Laboratoriums für Betriebsfestigkeit ist.

1. Einleitung

Die Optimierung der Schwingfestigkeit von Bauteilen rückt in Anbetracht der stetigen Steigerung spezifischer Lasten immer mehr in den Mittelpunkt des Entwicklungsgeschehens. Einerseits werden die Festigkeitseigenschaften der Werkstoffe geprägt durch den lokalen Beanspruchungszustand, welcher unter anderem durch Spannungsgradienten, Mittelspannungen und multiaxiale Beanspruchungszustände beschrieben wird. Andererseits hat der Fertigungsprozess einen erheblichen Einfluss auf das Schwingfestigkeitspotenzial der Bauteile.

Im Betrieb unterliegen viele Bauteile einer multiaxialen Beanspruchung, deren Auswirkung auf die Festigkeit der Bauteile in einer Lebensdauerberechnung berücksichtigt werden muss. In den letzten Jahrzehnten wurden zahlreiche Festigkeitshypothesen entwickelt, welche je nach Werkstoffgruppe und Art der Beanspruchung teilweise zu guten Übereinstimmungen mit Versuchsergebnissen führen. Bei zeitlich veränderlichen Hauptspannungsrichtungen kommt es jedoch bei einer Vielzahl der aufgestellten Festigkeitshypothesen zu mehr oder weniger großen Abweichungen der berechneten Festigkeiten von den im Versuch ermittelten.

Der vorliegende Beitrag behandelt einleitend kurz die in metallischen Werkstoffen auftretenden Ermüdungsmechanismen und skizziert anschließend einen werkstoffmechanisch basierten konzeptuellen Rahmen für den Schwingfestigkeitsnachweis. Ein Vergleich klassischer und neuerer Konzepte zur Dauerfestigkeit metallischer Werkstoffe unter allgemeiner Ermüdungsbeanspruchung rundet den ersten Teil des Beitrages ab.

Der zweite Teil befasst sich mit der Anwendung dieser Werkstoffgesetze auf gekerbte Bauteile, d.h. Bauteile mit örtlichen Spannungskonzentrationen. Im lokalen Konzept wird die lokale Höchstspannung mit der zulässigen Spannung verglichen. Bekanntermaßen ist die im Kerbgrund ertragbare Spannung aber etwas höher als die an ungekerbten Proben mit homogener Spannungsverteilung ermittelte Festigkeit. Zur Berücksichtigung dieser Stützwirkung existieren verschiedene Konzepte – weit verbreitet sind Gradientenkonzepte, Mittelungskonzepte und das Konzept des höchstbeanspruchten Volumens –, welche bei scharfen Kerben zunehmend ungenauer werden. Dort sind bruchmechanische Überlegungen unumgänglich; jedoch lassen sich auch die so gewonnenen Erkenntnisse ohne allzu große Schwierigkeiten in den Rahmen der klassischen spannungsmechanischen Bemessung integrieren. Abschließend wird auf die Besonderheiten der Gusswerkstoffe eingegangen.

2. Überblick unterschiedlicher Berechnungsansätze – lokales Spannungskonzept

Im Laufe der Jahre waren verschiedene Ansätze zur Bestimmung der Schwingfestigkeit bzw. Betriebsfestigkeit von Bauteilen unter zeitlich veränderlicher Beanspruchung in Verwendung; einen Überblick geben z.B. **[1] [2] [3]**. Während die ersten Kriterien – genannt seien exemplarisch jene von Gough, Sines und Crossland – rein phänomenologischer Natur waren, basieren andere im Geiste der rationalen Mechanik auf Invarianten der Spannungs- oder Dehnungsbeanspruchung, wie jenes der höchsten Oktaederschubspannungsamplitude nach Dietmann **[4]** oder eine Kombination der Metriken des Spannungsdeviators, wie sie von Deperrois vorgeschlagen wurde (vgl. **[2] [5]** für zwei konträre Sichtweisen zur Anwendbarkeit solcher Kriterien). Im Gegensatz dazu erscheinen energetische Kriterien zunehmend interessant, da sie die Vorteile einfacher Kalibrierung mit ausreichender Genauigkeit für eine breite Palette verschiedenster Beanspruchungen vereinen **[6]**.

Die meisten der hier diskutierten Berechnungsverfahren lassen sich in das für die Auslegung von Bauteilen mit Hilfe der FE-Methode oftmals verwendete lokale Spannungskonzept einbinden, dessen aus drei Hauptbereichen bestehendes Grundschema (vgl. **Abb. 1**) im folgenden diskutiert wird:

1. *Lastkollektivermittlung*: Die Methode der Generierung des Lastkollektivs aus dem Last-Zeit-Verlauf hat einen wesentlichen Einfluss auf das Berechnungsergebnis, da gerade bei mehrachsigen Beanspruchungszuständen wesentliche Informationen, wie etwa Phasenlage und Frequenzverhältnis zwischen den einzelnen Lastsignalen, verloren gehen. Die einzelnen Verfahren zur Berechnung des Lastkollektivs sind in **[7]** ausführlich diskutiert. In **[8]** werden die Verfahren einander gegenübergestellt und mit Versuchsergebnis-

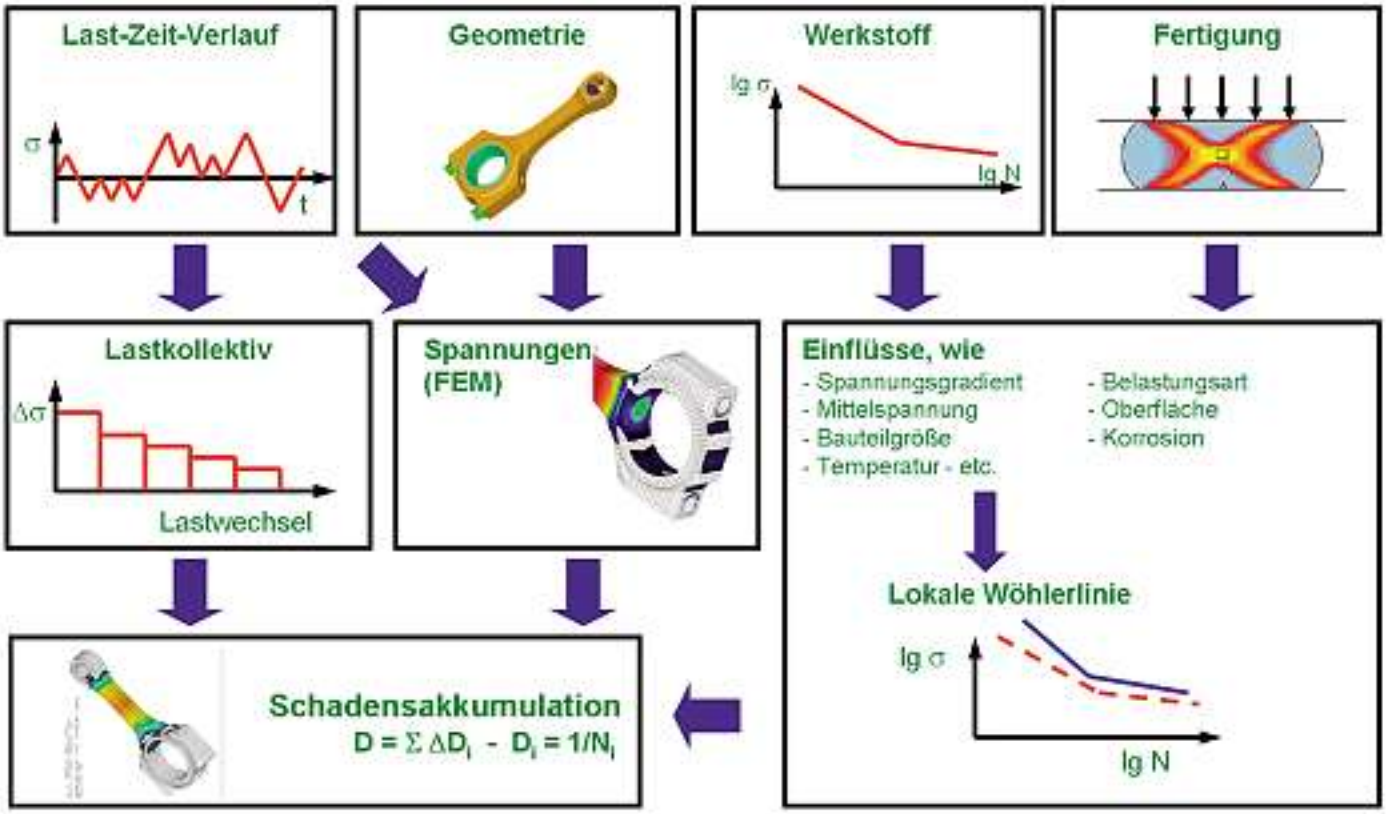


Abb. 1.: Lokales Spannungskonzept

sen verglichen. Die Frage der Schadensakkumulation ist eng mit der Frage nach einer geeigneten Methode für die Lastkollektivermittlung verbunden, da jede Information, welche bereits bei der Ermittlung des Kollektivs verloren geht, einen wesentlichen Einfluss auf die akkumulierte Schädigung aufweisen kann. Nach Meinung der Autoren kann ein wesentlicher Fortschritt in der Berechnungsgenauigkeit durch eine gesamtheitliche Betrachtung der Kollektivermittlung sowie der Schadensakkumulation erreicht werden.

2. *Lokaler Beanspruchungszustand*: Der zeitlich veränderliche, räumliche Spannungszustand (in Form eines zeitlich veränderlichen Spannungstensors), welcher örtlich an jeder Stelle des Bauteiles für den Betriebsfestigkeitsnachweis vorliegt, wird unter Zuhilfenahme einer geeigneten Vergleichsspannungshypothese in einen zeitlich veränderlichen Vergleichsspannungsskalar transformiert, aus welchem wiederum durch geeignete Klassierungsverfahren Vergleichsmittelspannung und Vergleichsspannungsamplitude ermittelt werden. Auf dem Gebiet der Festigkeitshypothesen für die korrekte Erfassung des Einflusses mehrachsiger Spannungszustände sind in den letzten Jahrzehnten zahlreiche Forschungsarbeiten gelaufen, deren Aufzählung den Rahmen dieses Beitrages sprengen würde. Im Falle des lokalen Spannungskonzeptes lassen sich die Methoden grob in folgende Hauptgruppen einteilen:
   - Kritische Schnittebenenverfahren
   - Integrale Verfahren

   Eine weitere Gruppe, welche oftmals zu den lokalen Spannungskonzepten gezählt wird, sind die energetischen Konzepte, welche je nach Formulierung jedoch auch eine Kombination aus lokalem Spannungs- und Dehnungskonzept darstellen können, gerade wenn plastische Dehnungsanteile berücksichtigt werden. Für die weiteren Ausführungen in diesem Kapitel wird ausschließlich auf die beiden klassischen lokalen Spannungskonzepte, das kritische Schnittebenenverfahren und das integrale Verfahren, eingegangen.
3. *Lokale Schwingfestigkeit*: Die lokale Schwingfestigkeit im Bauteil hängt von zahlreichen Faktoren ab. So können gerade bei Gussbauteilen durch die lokalen Erstarrungsbedingungen im Bauteil völlig unterschiedliche Gefüge entstehen, welche unterschiedliches Verhalten gegenüber zyklischen Beanspruchungen aufweisen. Somit ist die Berücksichtigung dieser lokalen Werkstoffeigenschaften für die Qualität des Betriebsfestigkeitsnachweises von enormer Bedeutung. Auf der anderen Seite wirken sich zahlreiche Einflüsse des lokalen bzw. auch nicht lokalen Beanspruchungszustandes auf die resultierende Schwingfestigkeit aus. So führen auftretende Mittelspannungen, als typischer Repräsentant des lokalen Beanspruchungszustandes, teils zu starken Änderungen der ertragbaren Spannungsamplitude. Als Einfluss des nichtlokalen Beanspruchungszustandes kann die Stützwirkung gewertet werden, welche von einer „stützenden" Wirkung benachbarter, geringer beanspruchter Bereiche ausgeht.

3. Mikromechanische Überlegungen zum Ermüdungsprozess und zu den Berechnungskonzepten

Ein Grund für die Verwendung von Schnittebenenverfahren, zu denen sowohl die kritischen Schnittebenenverfahren als auch die integralen Verfahren zählen, ist rein pragmatischer Natur **[9]**: die Projektion des Spannungstensors auf eine Schnittebene bewirkt eine Dimensionsreduktion von sechs Komponenten des räumlichen Spannungstensors auf zwei Komponenten der Schubspannung in der Schnittebene zuzüglich der Normalspannung senkrecht zur Schnittebene und erleichtert somit die mathematische Behandlung.

Nach Ansicht der Verfasser reflektieren die Schnittebenenverfahren jedoch vor allem die tatsächlichen metallphysikalischen Versagensmechanismen und sind daher nach folgenden beiden Gesichtspunkten zu beurteilen, nämlich

- inwieweit das betrachtete Verfahren die zugrunde liegenden physikalischen Versagensmechanismen abbildet, sowie
- wie genau die Modellvorhersagen mit dem Versuch übereinstimmen.

Dem letzteren Gesichtspunkt wurde in der Literatur bereits mehrfach breites Augenmerk gewidmet **[2]**. Im vorliegenden Beitrag wird zuerst der erste Gesichtspunkt im Sinne einer qualitativen Beurteilung der Ermüdungskriterien diskutiert, bevor zu einem quantitativen Vergleich übergegangen wird.

3.1 Grundlegende Versuchsergebnisse und Haupteinflussfaktoren

Als Ausgangspunkt für die folgenden Überlegungen zur mathematischen Modellierung des Ermüdungsversagens sollen vorerst die Haupteinflussfaktoren auf das Ermüdungsverhalten sowie einige grundlegende Versuchsergebnisse kurz zusammengefasst werden:

(1) Eine starke Abhängigkeit der Schwingfestigkeit unter Zug/Druck und Biegung von der Zug/Biegemittelspannung wird beobachtet. Nach Sines **[10]** wird dies in guter Näherung durch eine lineare Beziehung wiedergegeben; die Steigung der Geradengleichung wird als *Mittelspannungsempfindlichkeit* bezeichnet. Die Mittelspannungsempfindlichkeit hängt vom Ermüdungsfestigkeitsverhältnis ab, d.h. vom Quotienten aus Torsionswechselfestigkeit und Zug/Druck-Wechselfestigkeit $\tau_{D,tor}/\sigma_{D,ZD}$. Interessanterweise weisen sogenannte „weiche" bzw. duktile Metalle ($\tau_{D,tor}/\sigma_{D,ZD} \approx 0.5$), „harte" bzw. spröde Metalle ($1/\sqrt{3} < \tau_{D,tor}/\sigma_{D,ZD} < 0.8$) und spröde Werkstoffe ($\tau_{D,tor}/\sigma_{D,ZD} \approx 1$) deutlich verschiedene Mittelspannungsempfindlichkeit auf. Eine umfassende Diskussion zu diesem Thema einschließlich grundlegender theoretischer Betrachtungen findet sich in **[11] [12]**.

(2) Während Lee/Chiang **[13]** einen – für praktische Zwecke verschwindend – geringen Einfluss der Schubmittelspannung auf die ertragbare Spannungsamplitude zu erkennen meinen, postulieren **[2]** und **[10]** für große Lastwechselzahlen ($N > 10^6$) eine konstante ertragbare Schwingfestigkeitsamplitude auf Torsion unabhängig von der überlagerten Schubmittelspannung. Zenner *et al.* **[14]** verweisen dagegen auf etliche Literaturstellen, welche einen hohen Einfluss der Schubmittelspannung auf die Schwingfestigkeit belegen. Die Verfasser schließen sich hier der in **[14]** vertretenen Meinung an, dass diese Diskrepanzen durch unterschiedliche Mittelspannungsempfindlichkeiten verschiedener Werkstoffe und unterschiedliche Auswertemethoden bedingt sind: während eine Auswertung, welche getrennt für jeden Werkstoff erfolgt, dessen Mittelspannungsempfindlichkeit nachzuweisen imstande ist, folgt aus einer gesammelten Auswertung für verschiedene Werkstoffe eben wegen der deutlich unterschiedlichen Mittelspannungsempfindlichkeit *kein* eindeutiger Mittelspannungseinfluss, jedoch eine deutlich größere Streuung der Vorhersagen.

(3) Für sehr hohe Mittelspannungen werden die statisch ertragbaren Festigkeitswerte relevant, wenn die Oberspannungen im Bereich der Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit liegen. In solchen Fällen wird die Ermüdungsfestigkeit durch die statischen Festigkeitskennwerte begrenzt, was zu tendenziell unterschiedlichem Materialverhalten im Bereich niedriger und hoher Mittelspannungen führt **[15]**.

(4) Einer der am kontroversiellsten diskutierten Punkte betrifft den Einfluss von Phasenlage und Frequenzverhältnis auf die Schwingfestigkeit. Gemäß den äußerst wenigen verfügbaren Versuchsdaten (vgl. dazu die einleitenden Bemerkungen in **[6]**) wird ein nur schwacher Einfluss der Phasenlage in kombinierter Zug/Biege- und Torsionsbeanspruchung beobachtet, während für zweiachsigen Zug/Druck dieser Einfluss viel stärker ist. Dieses Verhalten – welches nach Ansicht der Verfasser noch weiterer experimenteller Bestätigung bedarf – wird nur durch wenige der bisher veröffentlichten Kriterien wiedergegeben **[2] [6]**.

(5) Nahezu keine Information ist zum Einfluss der Amplitudenform der zyklischen Beanspruchung verfügbar; dieser Problemkreis wurde bisher nur in Dietmann *et al.* **[4]** thematisiert.

(6) Bei all den vorgenannten Wissenslücken und Unwägbarkeiten ist es nicht verwunderlich, dass eine mögliche Anisotropie der Ermüdungsfestigkeit bislang noch nicht auf allgemeines Interesse gestoßen ist (ein Ansatz dazu findet sich in **[16]**). Dies ist nichtsdestotrotz erstaunlich, als jegliche Anisotropie in direktem Zusammenhang mit dem Werkstoffgefüge stehen sollte und bereits in einer der frühen Veröffentlichungen auf dem Gebiet der Ermüdungsfestigkeit auf den Zusammenhang zwischen Ermüdungsfestigkeit und Werkstoffgefüge hingewiesen wurde **[17]**. Neuere Arbeiten über die durch Seigerungen hervorgerufene Anisotropie werden in **[18]** diskutiert.

3.2 Ermüdungsmechanismen auf der Mikro- und Mesoskala

Nach Mughrabi **[19]** können Werkstoffe gemäß ihrem Ermüdungsverhalten in zwei grundlegende Gruppen eingeteilt werden:

- Werkstoffe vom Typ I sind reine Metalle und Legierungen ohne wesentliche Einschlüsse, Ausscheidungen oder Unreinheiten; hier tritt Ermüdungsschädigung an der Oberfläche durch Gleitbänder auf, welche zu einer zunehmend größeren Oberflächenrauheit und schließlich zur Entstehung von Mikrorissen führen.
- Werkstoffe vom Typ II sind Metalle und Legierungen mit nennenswerten Unreinheiten wie Einschlüssen oder Ausscheidungen; diese fungieren als Imperfektionen, von denen Mikrorisse nicht nur an der Oberfläche, sondern auch im Bauteilinneren ausgehen. Für die Zwecke der vorliegenden Untersuchung werden geschwächte Korngrenzen sowie Graphiteinschlüsse, Gusshäute und Gasporen – wichtige Charakteristika aller Gusslegierungen – ebenfalls als solche Imperfektionen betrachtet.

Demzufolge sind die zu betrachtenden *grundlegenden mikrostrukturellen Charakteristika* die Kornstruktur des Werkstoffes gemeinsam mit jeglichen Imperfektionen. Eine Charakterisierung kann über die räumliche Verteilung von Korngrößen und -orientierungen und/oder die räumliche Verteilung der Imperfektionsgrößen und -orientierungen erfolgen. Sind die räumlichen Fluktuationen des durch die Randbedingungen im als homogen angenommenen Material verursachten Spannungsfeld eine Längenskala höher als die Korn- oder Fehlergröße – was wir im folgenden annehmen wollen –, so können statt der räumlichen Verteilungen die auf das Körner- bzw. Imperfektionenensemble bezogenen statistischen Größen- und Orientierungsverteilungsfunktionen verwendet werden.

Die *grundlegenden Mechanismen der Ermüdungsschädigung* beruhen einerseits auf der Kristallplastizität, andererseits auf der Nukleation und dem Wachstum von (Mikro)rissen.

Für reine Metalle und Legierungen (Typ I nach Mughrabi) führt zyklische Plastizität zu Gleitbändern, welche schließlich Mikrorisse bilden. Die Mikrorisse wachsen dann zuerst im Stadium I nach einem schubspannungsbasierten Mechanismus, anschließend – ab einer gewissen Länge – im Stadium II nach einem vorwiegend normalspannungsbasierten Mechanismus **[20]**. Im Bereich der „Dauerfestigkeit", exakter bezeichnet als Schwingfestigkeit im hohen Lastspielzahlbereich, kommt es zu keinem katastrophalen Risswachstum. Dies wird dadurch vermieden, dass

- entweder keine zyklische Plastizität auftritt, d.h., elastisches Einspielen vorliegt,
- oder zyklische Plastizität in Bereichen eines oder einiger weniger Körner auftritt und zu einem Mikroriss führt, welcher dann allerdings entweder in Stadium I oder in Stadium II zum Stillstand kommt.

Offensichtlich ist die erste Bedingung die restriktivere und muss daher eine konservativere Vorhersage für die Schwingfestigkeit geben als die zweite Bedingung.

Bei Materialien mit Schädigungsinitiierung an Imperfektionen (Typ II nach Mughrabi) ist man noch ein Stück weit von einem echten quantitativen Verständnis der Rissnukleation entfernt. Im Folgenden wird angenommen, dass entweder Bruch der Einschlüsse, Dekohäsion zwischen Einschluss und Matrix oder Korngrenzenversagen sofort und bei vernachlässigbaren Werten der äußeren Spannung bzw. Dehnung auftritt. Der Werkstoff ist demzufolge durch eine Population von Ermüdungsrissen charakterisiert, welche dieselbe Größe und Orientierung wie die ursprünglich vorhandenen Einschlüsse bzw. Korngrenzenfehler aufweisen. Oxidhäute und Gasporen können ebenfalls als Risse betrachtet werden. Beide Annahmen – Vernachlässigung der Rissnukleationsphase und die Annäherung gerundeter Poren durch scharfkantige Risse – führen zu konservativeren Ergebnissen und erleichtern gleichzeitig die Formulierung eines Ermüdungsmodells.

Bedenkt man, dass die überwiegende Mehrheit der Strukturwerkstoffe Ausscheidungen bzw. Imperfektionen aufweist, so erscheint nach obiger Argumentation die Ansicht gerechtfertigt, von auch im ungeschädigten Material vorhandenen intrinsischen Fehlern einer gewissen Mindestgröße auszugehen, was zum Konzept der intrinsischen Risslänge nach El Haddad *et al.* führt **[21]**. In diesem Sinne sind Materialien vom Typ I zwar von enormer Wichtigkeit für die Grundlagenforschung auf dem Gebiet der Materialermüdung (vgl. **[22]**), in der maschinenbautechnischen Anwendung allerdings von untergeordneter Bedeutung.

Aus Sicht des Anwenders in der maschinenbaulichen Konstruktion kann somit zusammenfassend festgehalten werden:

- Bei der überwiegenden Mehrzahl der Konstruktionswerkstoffe ist vom Vorliegen intrinsischer Fehler auszugehen, und zwar in Form von Einschlüssen, Ausscheidungen, Korngrenzenfehlern, Oxidhäuten oder Gasporen. Ermüdungsfestigkeit ist also dadurch gegeben, dass diese intrinsischen Risse zum Stillstand kommen.
- Dennoch kann in gewissen Fällen das Konzept des elastischen Einspielens anwendbar sein, da ihm eine Vermeidung der Rissbildung zugrunde liegt und damit konservative Ergebnisse garantiert werden. Strenggenommen wäre zu überprüfen, ob bei der vorausgesagten ertragbaren Spannung die intrinsischen Risse noch zum Stillstand kommen; davon kann bei den für elastisches Einspielen notwendigen niedrigen Spannungsniveaus allerdings praktisch immer ausgegangen werden.

3.3 Mikromechanische Überlegungen zum Konzept der kritischen Schnittebene und zu integralen Konzepten

Unter der Annahme, dass die räumlichen Fluktuationen des makroskopischen Spannungsfeldes eine Längenskala über jener der Mikrostruktur des Werkstoffes (Korn- oder Fehlerverteilung) liegen, sind eine Anzahl benachbarter Körner bzw. Fehler jeweils derselben Beanspruchung unterworfen. Die Dauerfestigkeit nach dem lokalen Konzept ist dann gegeben, wenn ein makroskopischer Materialpunkt dauerfest ist – was mit der eingangs getroffenen Annahme wiederum bedeutet, dass die dort befindlichen Körner bzw. Fehler dauerfest sind (zum Einfluss der makroskopischen Spannungsfluktuationen, d.h. zur Stützwirkung im klassischen Sinne, s.u.). Zwei klassische Hypothesen decken die beiden möglichen Extreme des Materialverhaltens ab:

- Nach der Hypothese des schwächsten Kettengliedes *(weakest link)* versagt der Materialpunkt, wenn ein Korn bzw. ein Fehler in der Umgebung des Materialpunktes versagt.
- Nach der Stützwirkungshypothese kann das Versagen eines Kornes durch die umgebenden Körner aufgefangen werden (vgl. **[23]**); legt man die Idee stillstehender Risse zugrunde, würde durch das versagende Korn ein Mikroriss entstehen, der noch immer zum Stillstand kommen kann, sofern er (bzw. das zuvor dort befindliche Korn) klein genug ist. Dies entspricht der Vorstellung der mikrostrukturellen Barrieren, vgl. z.B. **[24]**.

Nun ist eine statistische Betrachtung der Körner bzw. Fehler in der Umgebung des Materialpunktes erforderlich. Im einfachsten Falle ist dieses lokal vorliegende Korn- bzw. Fehlerensemble ausreichend groß, sodass alle Größen und Orientierungen so wie im Gesamtensemble vertreten sind. Dann kann auch lokal die Größen- und Orientierungsverteilungsfunktion des Gesamtensembles zugrunde gelegt werden. Für den Fall isotropen Materialverhaltens ist eine Gleichverteilung der Orientierungen über alle Richtungen der Halbkugel anzunehmen.

In diesem Falle führt die Weakest-Link-Hypothese zu den klassischen Verfahren der kritischen Schnittebene, die Stützwirkungshypothese zu den integralen Verfahren:

Unter Voraussetzung der Weakest-Link-Hypothese suche man den am ungünstigsten gelegenen und damit am höchsten beanspruchten Fehler bzw. das Korn mit den am höchsten beanspruchten Gleitebenen.

- Nimmt man die Vermeidung zyklischer Plastizität (elastisches Einspielen) als Kriterium, so ist bei Isotropie immer zumindest ein Korn so angeordnet, dass das am leichtesten zu aktivierende Gleitsystem mit der Ebene der maximalen Schubspannungsamplitude zusammenfällt. Dies führt zu den Konzepten der kritischen maximalen Schubspannungsamplitude; eine überlagerte hydrostatische Zugspannung bleibt bei Metallplastizität (für auf dieser Längenskala porenfreien Werkstoff) ohne Auswirkung.
- Nimmt man die Stillstandsbedingung von Mikrorissen im Stadium I (Wachstum in Mode II) als Kriterium, so ist immer zumindest ein Mikroriss in der Ebene der maximalen Schubspannungsamplitude angeordnet. Dies führt zu den Konzepten der kritischen maximalen Schubspannungsamplitude unter Berücksichtigung von rissöffnend – also dauerfestigkeitsmindernd – wirkenden Normalspannungen in der Schnittebene; alternativ kann postuliert werden, dass Risswachstum in jener Ebene auftritt, in der eine (meistens lineare) schädigungswirksame Kombination von Schubspannungsamplitude und maximaler Normalspannung in der Schnittebene maximal wird (Konzept der maximalen Schädigung). In jedem Falle ist aber die physikalische Grundlage der Rissöffnung die Normalspannung in der Schnittebene und nicht eine mittlere hydrostatische Spannung im Sinne der ersten Invariante des räumlichen Spannungstensors.
- Nimmt man die Stillstandsbedingung von Mikrorissen im Stadium II (Wachstum in Mode I) als Kriterium, so ist immer zumindest ein Mikroriss senkrecht zur Ebene der maximalen Normalspannungsamplitude angeordnet. Dies führt zu den Konzepten der kritischen maximalen Normalspannungsamplitude, wobei zusätzlich mittelspannungsabhängiges Rissschließen sowie Mixed-Mode-Beanspruchung über die Schubspannungsamplitude zu berücksichtigen sind. Dies führt zu durchaus komplizierten bruchmechanischen Modellen. Die bekannten Schnittebenenverfahren, welche auf die Stillstandsbedingung von Mode-I-Rissen abzielen, verwenden eine Kombination von Normal- und Schubspannungsamplituden, fallweise zusätzlich von Mittelspannungen, in der kritischen Schnittebene mit entsprechenden Anpassungsparametern und sind daher *de facto* als phänomenologische Modelle zu betrachten.

Unter Zugrundelegung der Stützwirkungshypothese ist das (ggf. gewichtete) Mittel über die angrenzenden Körner/Fehler, mithin über die Orientierungsverteilung zu nehmen. Dies führt zu den integralen Festigkeitshypothesen, insbesondere der effektiven Schubspannungshypothese und der Schubspannungsintensitätshypothese. Für eine umfassendere Diskussion, welche sich allerdings auf die historische Entwicklung aus den Invarianten des räumlichen Spannungstensors und die experimentelle Verifikation konzentriert, wird auf **[14]** verwiesen. Demgegenüber sei an dieser Stelle nochmals hervorgehoben, dass die integralen Schubspannungshypothesen je nach Berücksichtigung der Zugspannungen mikromechanisch entweder als elastisches Einspielkriterium (ohne Berücksichtigung von Normalspannungskomponenten) oder als Rissstillstandshypothese in Mode II interpretiert werden können.

In diesem Zusammenhang erweist es sich als notwendig, auf das Ermüdungsfestigkeitsverhältnis $\tau_{D,tor}/\sigma_{D,ZD}$ einzugehen, welches für metallische Werkstoffe zwischen 0.5 und 0.8 liegt. Unter Voraussetzung von Isotropie liefert das quadratische Mittel über alle Orientierungen einen Wert von $t_{D,tor}/s_{D,ZD} = 1/\sqrt{3}$. In **[14]** wird vorgeschlagen, zur Anpassung an den tatsächlich experimentell ermittelten Wert bei der Auswertung des Integrals eine Anpassung der Integrationsgrenzen vorzunehmen. Wir geben zu bedenken, dass dies bedeuten würde, sich bei der Mittelwertbildung auf gewisse Orientierungen zu beschränken, was der Annahme von Isotropie zuwiderläuft.

Abschließend sei, auch in diesem Zusammenhang, nochmals das Potenzial der Behandlung der lokalen Mikrostruktur mit Hilfe statistischer Methoden hervorgehoben, welches bislang im Kontext der Betriebsfestigkeit unter multiaxialer Beanspruchung kaum oder gar nicht diskutiert wurde. Es ist zu erwarten, dass auf diese Weise nicht nur die Anisotropie der Ermüdungsfestigkeit, sondern auch die statisti-

sche Streuung der Dauerfestigkeit in Abhängigkeit der Mikrostruktur erklärt werden kann. Erste Untersuchungen dazu befinden sich in Arbeit.

Allen bisher behandelten Kriterien ist gemein, dass sie ausschließlich Schub- und Normalspannungskomponenten in der jeweils betrachteten Schnittebene verwenden. Demgegenüber nehmen die mesoskopischen Kriterien nach Dang Van und Papadopoulos **[5] [2]** eine gewisse Sonderstellung ein, indem sie zur Berücksichtigung der überlagerten statischen Beanspruchung die makroskopischen Mittelwerte der Normal- bzw. Schubspannung anstelle der Schnittebenenspannungen verwenden. Dies liegt in einer Reihe restriktiver Annahmen bei der Herleitung der Kriterien begründet. Obwohl die theoretischen Herleitungen mathematisch fundiert sind, ist folgendes zu bemerken:

- Beide Kriterien gehen von einem elastischen Einspielen des Werkstoffes aus. In diesem Zusammenhang ist plastizitätstheoretisch kein Einfluss einer Normalmittelspannung anzunehmen, die Einführung dieses Einflusses wird mit phänomenologischen Argumenten begründet; eine physikalische Basis fehlt hier.
- Da vom elastischen Einspielen ausgegangen wird, sollten die Kriterien für technisch relevante Materialien vom Typ II konservative Voraussagen liefern; dies wird im Einzelfall nachzuprüfen sein.

4. Experimentelle Verifikation ausgewählter multiaxialer Festigkeitshypothesen

Um einen Vergleich über die in den Kapiteln 2 und 3 diskutierten kritischen Schnittebenenverfahren und integralen Konzepte geben zu können, werden in weiterer Folge einige ausgewählte Vergleichsspannungshypothesen mit Versuchsergebnissen von Gusswerkstoffen verglichen. Bei den in **Tab. 4.1** aufgelisteten Werkstoffeigenschaften handelt es sich um die ausgewerteten Schwingfestigkeitsamplituden bei jeweils 10^6 Lastzyklen. Die Schwingfestigkeitsversuche wurden am Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinebau (AMB) an der Montanuniversität Leoben bzw. am Laboratoire Matériaux Endommagement Fiabilité et Ingénierie des Procédés (LAMEFIP), Bordeaux, Frankreich, für drei verschiedene Gusswerkstoffe durchgeführt. Alle drei Werkstoffe zeigen die für Gusswerkstoffe typische Sensitivität gegenüber Normalspannungen, welche sich in einem hohen Verhältnis $\tau_{D,tor}/\sigma_{D,UB}$ der ausgewerteten Spannungsamplituden unter Torsion und Umlaufbiegung bemerkbar macht. Eine Phasenverschiebung zwischen Normal- und Schubspannungen wirkt sich in einem Anstieg der ertragbaren Spannungsamplituden um etwa 7,5% aus.

Für den Vergleich der einzelnen Festigkeitshypothesen in diesem Artikel wurde LifeCal, eine am Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau entwickelte Software für den Betriebsfestigkeitsnachweis, eingesetzt. Diese bewertet einen zyklischen, räumlichen Spannungstensor nach verschiedenen Festigkeitshypothesen. Der eigentliche Kern der Software transformiert den Spannungstensor in unterschiedliche Schnittebenen und wertet aus dem zeitlichen Verlauf der Normal- und Schubspannungskomponente die entsprechenden Mittel- und Amplitudenspannungswerte aus. Mit diesen vier Spannungskomponenten in den einzelnen Schnittebenen für einen einzelnen Lastzyklus lassen sich die meisten der existierenden kritischen Schnittebenenverfahren als auch integralen Verfahren anwenden. Im Gegensatz zur Normalspannungskomponente in der Schnittebene, deren Richtung durch den Schnittebenennormalenvektor eindeutig bestimmt ist (durch die beiden Eulerwinkel φ und η), liegt der Schubspannungspfad in der Schnittebene selbst und ist somit in seiner Lage nicht eindeutig bestimmt (vgl. **Abb. 2**). Demnach gestaltet sich die Auswertung der entsprechenden Mittel- und Amplitudenspannungswerte komplizierter. Für den vorliegenden Fall wurde die Methode der „längsten Verbindung" im Schubspannungspfad als Methode für die Schubspannungskomponentenbestimmung verwendet (vgl. **Abb. 3** und **[25]**). Der Vektor vom Spannungsursprung zum Mittelpunkt der längsten Verbindenden im Schubspannungspfad stellt den entsprechenden Schubmittelspannungsvektor dar, während die halbe Distanz der

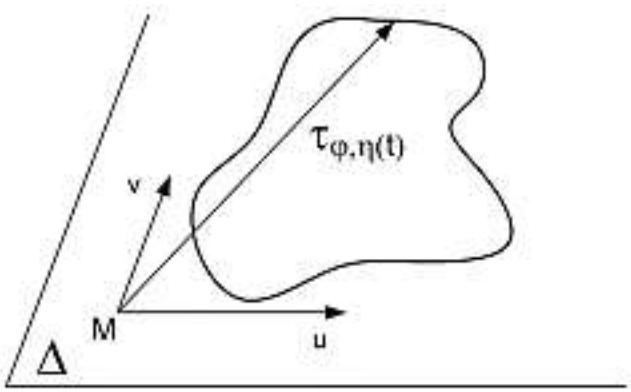


Abb. 2: Schubspannungspfad in einer beliebig orientierten Schnittebene Δ

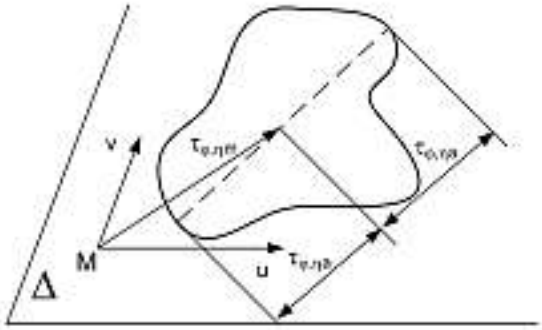


Abb. 3: Methode der größten Distanz im Schubspannungspfad für die Auswertung der Schubmittelspannung und Schubspannungsamplitude

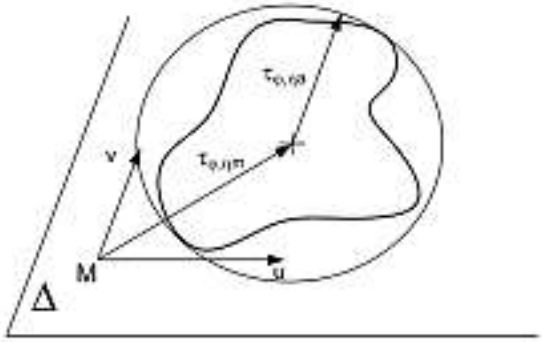


Abb. 4: Methode des kleinsten umschreibenden Kreises des Schubspannungspfades zur Ermittlung der Schubspannungskomponenten

längsten Verbindenden die Schubspannungsamplitude beschreibt. Für die Auswertung der Schubspannungskomponenten erweisen sich auch andere Methoden, wie etwa jene des „kleinsten umschreibenden Kreises", als sinnvoll **[26]** (vgl. **Abb. 4**). Diese Methode hat den Vorteil einer eindeutigen Lösung für den kleinsten umschreibenden Kreis, während es bei der Methode der „längsten Verbindung" zu mehreren Lösungen kommen kann, gerade wenn die zeitliche Diskretisierung klein ist. Für die vorliegenden Beanspruchungsfälle liefern jedoch beide Methoden gleiche Ergebnisse, weshalb aus Gründen der Rechenzeit zur ersteren der beiden Methoden gegriffen wird.

Folgende Festigkeitshypothesen wurden für den Vergleich herangezogen:

- *Findley*:

Beim Verfahren nach Findley **[27]** handelt es sich um eines der ältesten kritischen Schnittebenenverfahren (KSV). Für die Bewertung der einzelnen Schnittebenen wird sowohl die Schubspannungsamplitude als auch die Normaloberspannung herangezogen. Für den Mittel-

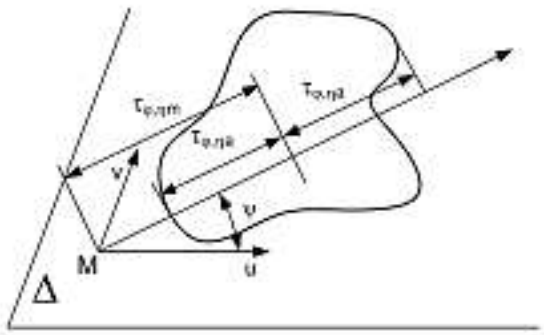


Abb. 5: Schubspannungskomponentenauswertung in einer ausgezeichneten Richtung

spannungseinfluss wird bei dieser Hypothese lediglich die Normalmittelspannung als schadensrelevant erachtet. Schubmittelspannungen finden keinen Einzug in die Vergleichsspannungsbildung. Für die Vergleichsspannung in der Schnittebene kann geschrieben werden:

$$\sigma_{v,Findley} = a_{Fin}\tau_{\varphi\eta,a} + b_{Fin}\sigma_{\varphi\eta,o}$$

Bei den Linearkombinationsfaktoren handelt es sich wie auch bei den anderen Hypothesen um materialabhängige Parameter, welche in **[25]** eingehend beschrieben werden. Auf eine Auflistung der einzelnen Parameter wird aus diesem Grund in diesem Artikel verzichtet.

- *Matake*:

Matake (vgl. **[25]**) verwendet ebenso wie Findley die Schubspannungsamplitude und die Normaloberspannung für die Berechnung der Vergleichsspannungsamplitude in der Schnittebene. Im Gegensatz zum Kriterium nach Findley wird bei dieser Hypothese die Ebene mit maximaler Schubspannungsamplitude als kritische Ebene definiert. Die Vergleichsspannungshypothese dient hier rein zur Berechnung des Vergleichsspannungsskalars und nicht zur Findung der kritischen Ebene. Es handelt sich dabei wiederum um ein kritisches Schnittebenenverfahren.

$$\sigma_{v,Matake} = a_{Mat}\tau_{\varphi\eta,a} + b_{Mat}\sigma_{\varphi\eta,o}$$

- *Dang Van* **[26]:**

Beim kritischen Schnittebenenverfahren nach Dang Van handelt es sich um eine mesoskopische Festigkeitshypothese. Bei den für die Vergleichsspannungsbildung verwendeten Spannungsgrößen, Schubspannungsamplitude und hydrostatische Oberspannung, handelt es sich jeweils um mesoskopische Spannungsgrößen, welche durch vereinfachende Annahmen wiederum aus den makroskopischen Spannungsgrößen der Kontinuumsmechanik gewonnen werden können.

$$\sigma_{v,DangVan} = a_{Dan}\tau_{\varphi\eta,a} + b_{Dan}\sigma_{H,o}$$

- *Papadopoulos*:

Papadopoulos bezieht sich in seinem kritischen Schnittebenenverfahren ebenfalls auf mesoskopische Spannungsgrößen. An Stelle der Schubspannungsamplitude wird jedoch die Verwendung des Mittelwertes der Schubspannungsamplitude über sämtliche Richtungen in der Schnittebene (vgl. **Abb. 5**) vorgeschlagen.

$$\tau_{\varphi\eta,x} = \sqrt{\frac{1}{2\pi}\int_0^{2\pi}\tau^2_{\varphi,\eta a}d\chi}$$

$$\sigma_{v,PapadopoulosKSV} = a_{Pap}\tau_{\varphi\eta,x} + b_{Pap}\sigma_{H,o}$$

- *Ninic*:

Ninic veröffentlichte in **[11]** bzw. **[12]** eine nichtlineare Festigkeitshypothese mit folgendem Schädigungsparameter:

$$D(\varphi,\eta) = \sqrt{\left(\frac{\tau_{\varphi,\eta a}}{\tau_{D,tor}}\right)^2 + k\left(\frac{\sigma_v(\varphi,\eta)}{\sigma_{D,ZD}}\right)^2}$$

Die Vergleichsspannung errechnet sich zu:

$$\sigma_v(\varphi,\eta) = \sigma_{\varphi,\eta a} + \sigma_{D,ZD}\left(\frac{\sigma_{\varphi,\eta m}}{Rm}\right)$$

Für den werkstoffabhängigen Parameter *k* gilt:

$$k = \left(\frac{\sigma_{D,ZD}}{\tau_{D,tor}}\right)^2\left[1-\left(\frac{\sigma_{D,ZD}}{2\tau_{D,tor}}\right)^2\right]$$

- *Papadopoulos* **[28]:**

Papadopoulos veröffentlichte neben seinem kritischen Schnittebenenverfahren auch eine integrale Hypothese mit:

$$\sigma_{v,PapadopoulosIV} = \sqrt{a_{Pap,\mathrm{int}}\left\langle T_a^2\right\rangle} + b_{Pap,\mathrm{int}}\sigma_{H,o},$$

wobei

$$\left\langle T_a^2\right\rangle = \frac{1}{4\pi}\int_{\varphi=0}^{2\pi}\int_{\eta=0}^{\pi}\tau_{\varphi,\eta,\chi}{}^2\sin\eta d\eta d\varphi.$$

- *Sicherheitsfaktorintensität* **[18]:**

In **[18]** wurde eine neue integrale Festigkeitshypothese vorgestellt basierend auf der Schubspannungsintensitätshypothese **[29]** bzw. deren Modifikationen **[30] [31]**. Im Gegensatz zu den bisherigen Formulierungen erlaubt die Sicherheitsfaktorintensitätshypothese (vgl. **Abb. 6**) die Berücksichtigung von Werkstoffanisotropien etwa aus den Erstarrungsbedingungen (z.B. Seigerungen) durch Berechnung einer separaten ertragbaren Schwingfestigkeit für jede spezifische Schnittebene. Darüber hinaus wurde für diese Hypothese in **[32]** ein geeignetes Mittelspannungskonzept entwickelt. Die Untersuchungen in **[32]** haben gezeigt, dass für integrale Hypothesen ein kritisches Mittelspannungskonzept in der Lage ist, sowohl den Schwingfestigkeitsanstieg bei auftretenden Druckmittelspannungen als auch den Schwingfestigkeitsabfall bei auftretenden Schubmittelspannungen korrekt zu beschreiben.

Für die Bewertung der einzelnen Festigkeitshypothesen wurde der in **Tab. 4.1** angeführte Spannungszustand für jeden Datensatz zu Grunde gelegt und daraus der relative Fehler für die einzelnen Festigkeitshypothesen ermittelt (vgl. **Tab. 4.2**). Die in der Tabelle angegebenen relativen Fehler sind Prozentwerte. Positive Werte bedeuten Lebensdauerüberschätzungen, während negative Werte Lebensdauerunterschätzungen darstellen. In **Tab. 4.3** und **Abb. 7** sind die relativen Fehler der einzelnen Festigkeitshypothesen statistisch über alle zehn Datensätze ausgewertet. Die Methode nach Matake erweist sich bei diesem Vergleich als die ungünstigste Festigkeitshypothese. Die Sicherheitsfaktorintensitätshypothese weist hingegen die geringsten Abweichungen auf. Eine wesentliche Ursache für die höheren Abweichungen der restlichen Hypothesen von den Versuchsergebnissen liegt in der Tatsache begründet, dass diese keine Stützwirkungseffekte berücksichtigen. So liegen diesen Hypothesen für Zug/Druck bzw. Umlaufbiegebeanspruchung die gleichen Schwing-

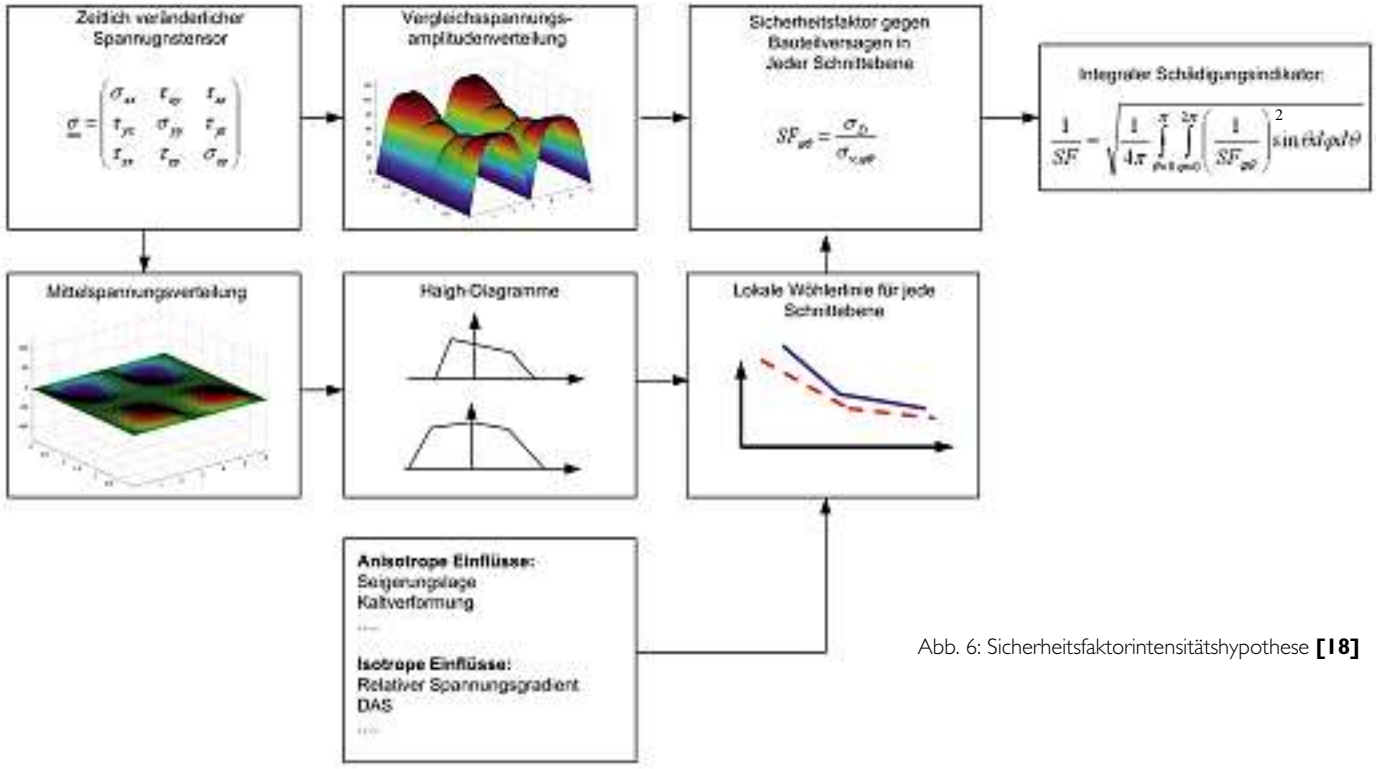


Abb. 6: Sicherheitsfaktorintensitätshypothese **[18]**

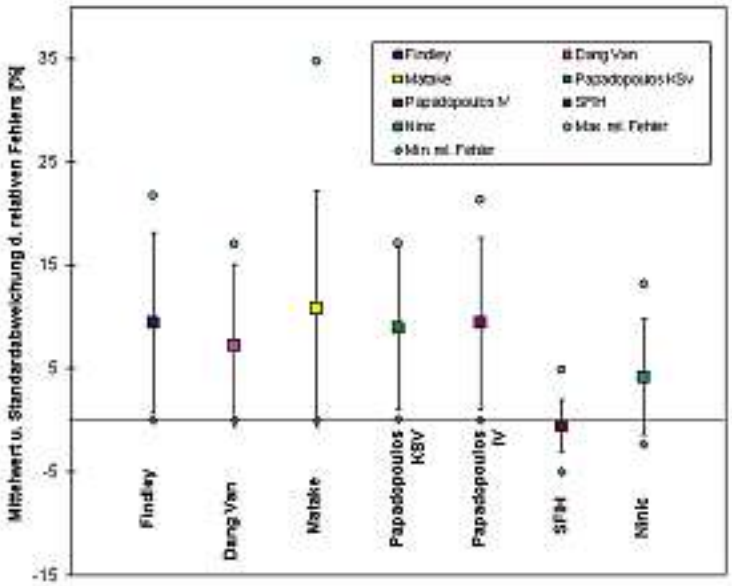


Abb. 7: Genauigkeit ausgewählter Berechnungskonzepte

Datensatz	Werkstoff	Beanspruchung	τ_D	σ_D	Quelle
1	GJS-620	Umlaufbiegung	-	360	AMB
2	GJS-620	Torsion	250	-	AMB
3	ADI-1000	Umlaufbiegung	-	446	AMB
4	ADI-1000	Torsion	390	-	AMB
5	EN-GJS-800-2	Zug/Druck R=-1	-	245	LAMEFIP [33]
6	EN-GJS-800-2	Umlaufbiegung	-	280	LAMEFIP [33]
7	EN-GJS-800-2	Plane Biegung	-	294	LAMEFIP [33]
8	EN-GJS-800-2	Torsion	220	0	LAMEFIP [33]
9	EN-GJS-800-2	Plane Biegung + Torsion, $R_{\tau,\sigma}$=-1, φ=0°	132	228	LAMEFIP [33]
10	EN-GJS-800-2	Plane Biegung + Torsion, $R_{\tau,\sigma}$=-1, φ=90°	142	245	LAMEFIP [33]

Tab. 4.1: Schwingfestigkeitsergebnisse verschiedener Gusswerkstoffe unter unterschiedlichen Beanspruchungsarten

festigkeiten rechnerisch zu Grunde. Entgegen vielfacher Auffassung zeigt dieser Vergleich, dass auch bei Gusswerkstoffen, deren Schwingfestigkeitsverhalten normalspannungsdominiert ist, im Falle der Sicherheitsfaktorintensitätshypothese gerade auch integrale Verfahren zu guten Übereinstimmungen mit Versuchsergebnissen führen.

5. Berücksichtigung von Spannungskonzentrationen – Stützwirkungskonzepte

Die bisherigen Ausführungen bezogen sich streng genommen auf den Einfluss lokaler Beanspruchungszustände (vgl. Kapitel 2). Für die Bewertung der Schwingfestigkeit von Bauteilen ist jedoch, wie ausgeführt, eine zusätzliche Betrachtung nichtlokaler Beanspruchungseinflüsse notwendig, auf welche in diesem Kapitel näher eingegangen wird.

Bei einer streng lokalen Betrachtung der Festigkeit muss in jedem Punkt eines Bauteils die wirkende Spannung geringer als die zulässige Spannung sein, $\Delta\sigma(\underline{x}) \leq \Delta\sigma_{zul}$. Angewandt auf den Kerbgrund eines gekerbten Bauteils (**Abb. 8**) liefert dies $\Delta\sigma_0 \leq \Delta\sigma_{zul} / K_t$, wobei $\Delta\sigma_0$ die Nennspannungsamplitude und K_t den elastischen Spannungskonzentrationsfaktor bezeichnet. Erfahrungsgemäß ertragen gekerbte Bauteile eine höhere Beanspruchung, $\Delta\sigma_0 \leq \Delta\sigma_{zul} / K_f$, wobei der Kerbwirkungsfaktor K_f kleiner als der Spannungskonzentrationsfaktor K_t ist. Das Verhältnis der beiden Werte wird als Stützzahl $n = K_t / K_f$ bezeichnet.

Datensatz	Findley	Dang Van	Matake	Papadopoulos KSV	Papadopoulos IV	SFIH	Ninic
1	**0,0**	**0,0**	**0,0**	0,1	0,6	0,9	**0,0**
2	9,2	9,2	9,2	9,3	9,2	**-1,2**	-2,3
3	**0,0**	**0,0**	**0,0**	0,1	0,6	-1,0	**0,0**
4	16,7	16,7	16,7	16,8	16,7	**-1,8**	13,2
5	**0,0**	**0,0**	**0,0**	0,1	**0,0**	**0,0**	**0,0**
6	12,5	12,5	12,5	12,6	12,6	**-5,0**	5,4
7	**0,0**	**0,0**	**0,0**	0,1	0,6	-0,6	**0,0**
8	16,7	16,7	16,7	16,8	16,7	**0,0**	9,9
9	21,7	**0,0**	34,7	15,7	21,3	4,9	11,3
10	17,0	17,0	17,9	17,1	15,4	**-1,8**	4,7

Tab. 4.2: Relative Fehler in Prozent einzelner Datensätze bei verschiedenen Festigkeitshypothesen

	Findley	Dang Van	Matake	Papadopoulos KSV	Papadopoulos IV	SFIH	Ninic
Mittelwert	9,4	7,2	10,8	8,9	9,4	**-0,6**	4,2
Standardabweichung	8,7	7,9	11,4	7,9	8,3	**2,5**	5,6
Max REP	21,7	17,0	34,7	17,1	21,3	**4,9**	13,2
Min REP	0,0	0,0	0,0	0,1	0,0	**-5,0**	-2,3

Tab. 4.3: Statistische Auswertung der relativen Fehler

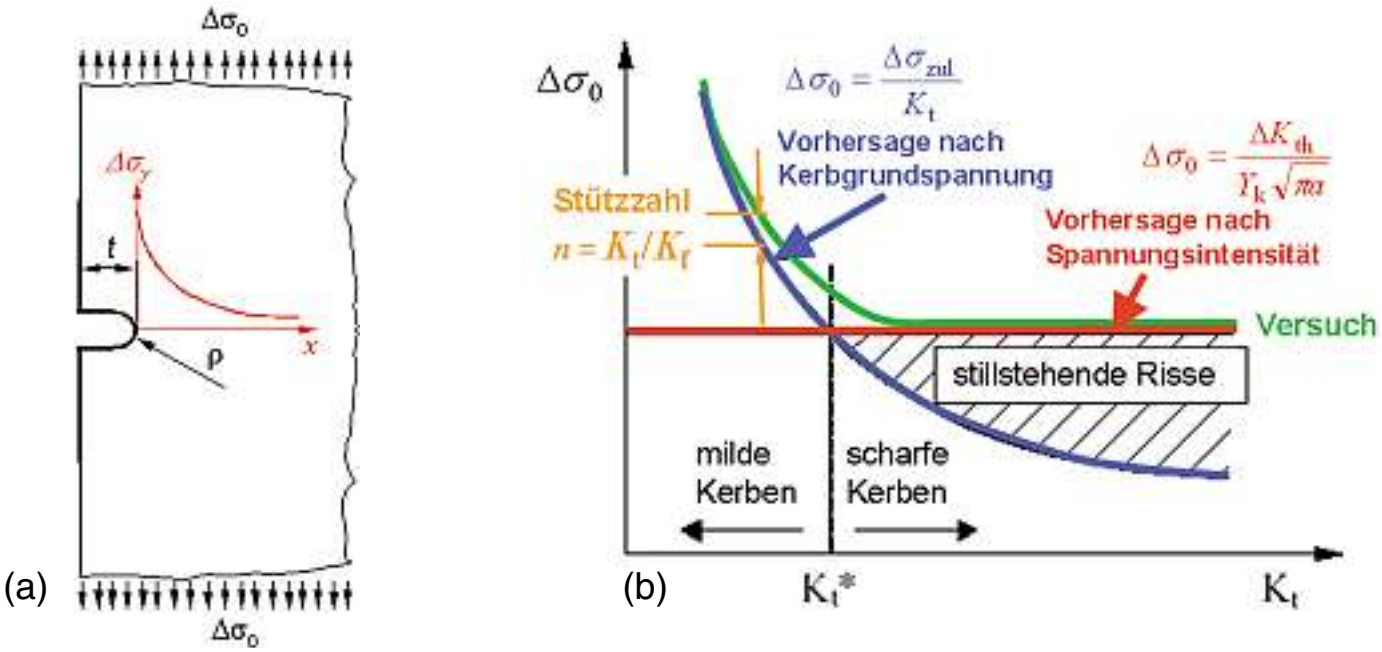


Abb. 8: Gekerbtes Bauteil. (a) Geometrie und Beanspruchung. (b) Kerbschärfe und Stützwirkung für Risse gleicher Tiefe *t* (Frost-Diagramm)

Unter Normalspannungsbeanspruchung ist der Spannungskonzentrationsfaktor einer Kerbe der Tiefe t mit einem Rundungsradius ρ näherungsweise gegeben durch $K_t = 1+2\sqrt{t/\rho}$, der bezogene Spannungsgradient durch $\chi = 2/\rho$ **[34]**. Mit sinkendem Rundungsradius steigen somit sowohl Spannungskonzentrationsfaktor als auch Spannungsgradient, allerdings in unterschiedlichem Ausmaß. Betrachtet man Kerben gleicher Tiefe t, aber mit sinkendem Rundungsradius ρ, so ist ab einem gewissen Spannungskonzentrationsfaktor K_t^* kein weiterer Abfall der Schwingfestigkeit mehr bemerkbar; dafür treten stillstehende Risse im Kerbgrund auf. Offensichtlich hat ab dort die Kerbe ausreichende „Schärfe", um sie gleich wie einen ideal scharfen Riss zu betrachten. Es stellt sich nun die Frage, ab wann genau dies der Fall ist. Zu ihrer Beantwortung sollen vorerst verschiedene Modellvorstellungen zur Stützwirkung betrachtet werden; im einzelnen sind dies das

- Spannungsmittelungskonzept,
- Mikroriss-Mittelungskonzept,
- Rissstillstandskonzept und
- Gradientenkonzept.

Das *Spannungsmittelungskonzept* wurde von Neuber zur Erklärung der elastischen Mikrostützwirkung vorgeschlagen, vgl. **Abb. 9** (S. 190): *„Innerhalb bestimmter kleiner Stoffbereiche bestehen infolge der Struktur stärkere gegenseitige Bindungen der Stoffteilchen und damit größere Verformungswiderstände derart, daß sich solche Stoffbereiche blockweise auf ihre Umgebung abstützen (Mikrostützwirkung). Die dadurch bedingten Abweichungen der Beanspruchung vom Spannungszustand des Idealstoffes können [...] durch Mittelwertbildung der idealen [...] Spannung innerhalb einer fiktiven Strukturlänge berücksichtigt werden."* **[23]** Diese Methode fällt als Linienmittelung unter die sogenannten *critical distance methods*, welche auf der Auswertung der Spannung an einem (vom Kerbgrund entfernten) Punkt oder über einen linien-, flächen- oder volumenartigen Mittelungsbereich beruhen, vgl. dazu **[35]**. Wichtig ist hierbei die Wahl der Ersatzstrukturlänge ρ^*, über die gemittelt wird; sie kann unter gewissen Umständen als Werkstoffkennwert betrachtet werden und liegt in der

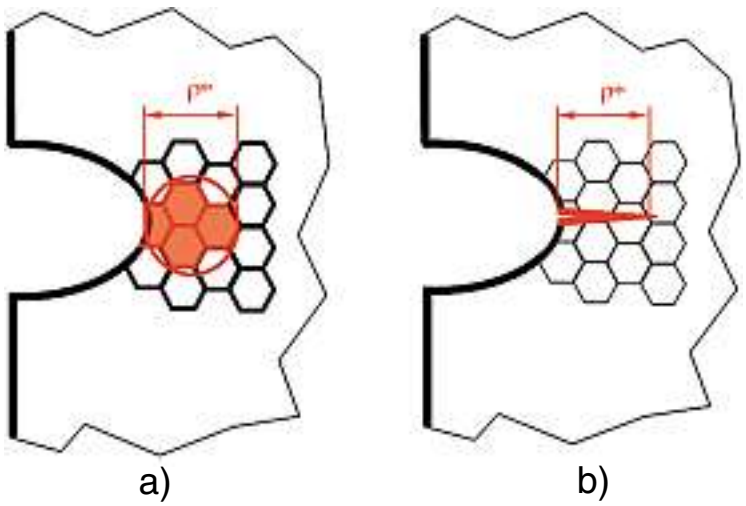


Abb. 9: Stützwirkungskonzepte in gekerbten Bauteilen. (a) Spannungsmittelung nach Neuber. (b) Mikroriss-Konzept (Mikroriss-Mittelungskonzept und Rissstillstandskonzept)

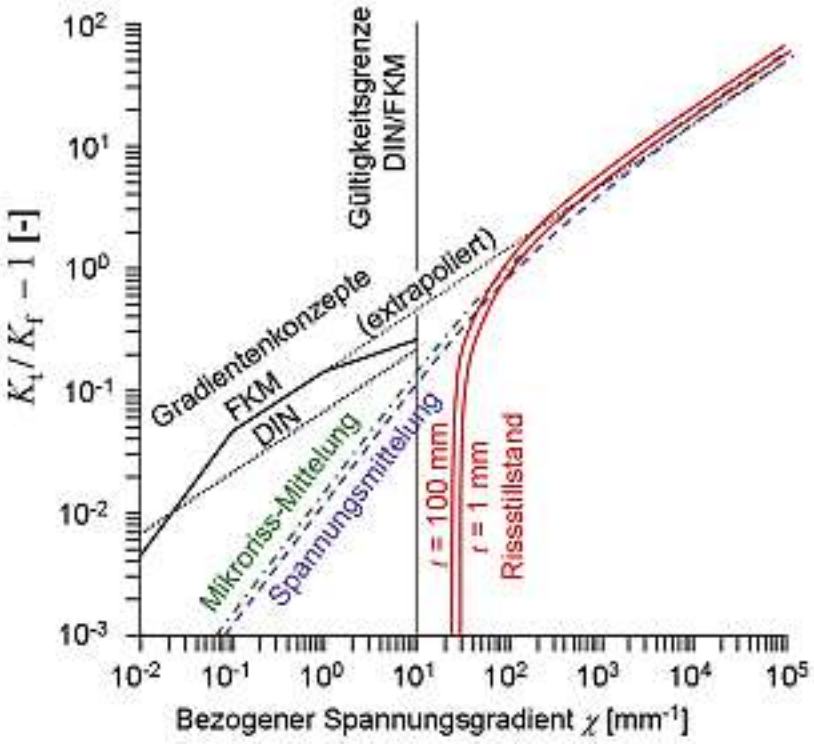


Abb. 10: Vergleich der Stützwirkungskonzepte für C60 (r^* = 0.025 mm) [36]

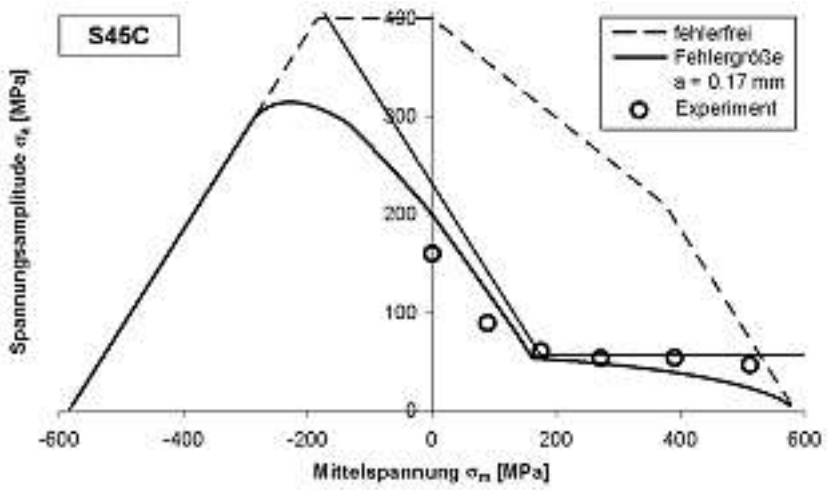


Abb. 11: Haigh-Diagramm für imperfektionsbehaftete Bauteile (Vergütungsstahl S45C) **[38]**

Größenordnung einiger Korndurchmesser, wenngleich auch bezüglich ihrer Bestimmung und genauen physikalischen Interpretation keine einheitliche Sichtweise vorherrscht. Die Stützzahl wird dann als Quotient aus Kerbgrundspannung und gemittelter Spannung berechnet.

Im Vergleich dazu wird im *Mikroriss-Mittelungskonzept* nicht die Mittelspannung berechnet, sondern die mittlere homogene Ersatzspannung, welche entlang der Flanken eines im Kerbgrund befindlichen Mikrorisses der Länge ρ^* dieselbe *Spannungsintensität* an der Rissspitze verursachen würde wie der tatsächlich vorherrschende Kerbspannungsverlauf (**Abb. 9**). Der Mikroriss als intrinsischer Fehler im Sinne von El Haddad *et al.* **[21]** lässt eine werkstoffmechanisch saubere Interpretation als das Neubersche Mittelungskonzept zu, führt aber immer noch zu einer Ersatzspannung als Vergleichsgröße und fügt sich somit nahtlos in bestehende Berechnungsverfahren ein; die Stützzahl ist der Quotient aus Kerbgrundspannung und homogener Ersatzspannung. Das Modell steht somit gedanklich in der Nachfolge des Neuberschen Konzeptes.

Im *Rissstillstandskonzept* wird ebenfalls ein Mikroriss der Länge ρ^* angenommen; allerdings wird die aus dem inhomogenen Spannungsfeld im Kerbgrund entlang der Rissflanken resultierende Spannungsintensität an der Rissspitze berechnet und mit dem Schwellwert für Rissfortschritt verglichen; Kurzrisseffekte werden über die Modifikation des Rissfortschrittsschwellwertes nach El Haddad **[21]** berücksichtigt. Ab einem gewissen Spannungskonzentrationsfaktor K_{t^*} treten stillstehende Risse im Kerbgrund auf; dies ist dann der Fall, wenn die bruchmechanische Vorhersage höhere zulässige Spannungen als die spannungsmechanische Vorhersage liefert, s. **Abb. 8**. Für mildere Kerben ist das Konzept nicht anwendbar. Auch für dieses Konzept kann für Vergleichszwecke eine zulässige Nennspannung und damit eine Stützzahl bestimmt werden; für die detaillierte Herleitung dieses und der vorstehenden Kriterien wird auf **[36]** verwiesen.

Zum Vergleich der Kriterien mit den phänomenologischen Gradientenkonzepten nach DIN 743 und dem FKM-Festigkeitsnachweis **[37]** wird eine Darstellung von $n-1 = K_t/K_f - 1$ über dem bezogenen Spannungsgradienten $\chi = 2/\rho$ in doppeltlogarithmischer Auftragung gewählt, **Abb. 10**. Dieses Diagramm lässt eine Reihe interessanter Schlüsse zu. Die Stützzahl ist in allen Konzepten bis auf das Rissstillstandskonzept unabhängig von der Kerbtiefe *t*; auch im Rissstillstandskonzept ist der Einfluss der Kerbtiefe von untergeordneter Bedeutung, vgl. **Abb. 10**. Aus diesem Grunde wird in der Darstellung der Spannungsgradient gegenüber dem Spannungskonzentrationsfaktor bevorzugt.

Interessanterweise zeigen alle Kriterien das gleiche asymptotische Verhalten. Dies lässt den Schluss zu, dass auch das bruchmechanische Konzept rechnerisch rein formal durch die Stützzahl abgebildet werden kann, und rechtfertigt außerdem die Extrapolation der Vorhersage nach FKM über die ursprüngliche Gültigkeitsgrenze für den Spannungsgradienten von 10 mm^{-1} hinaus.

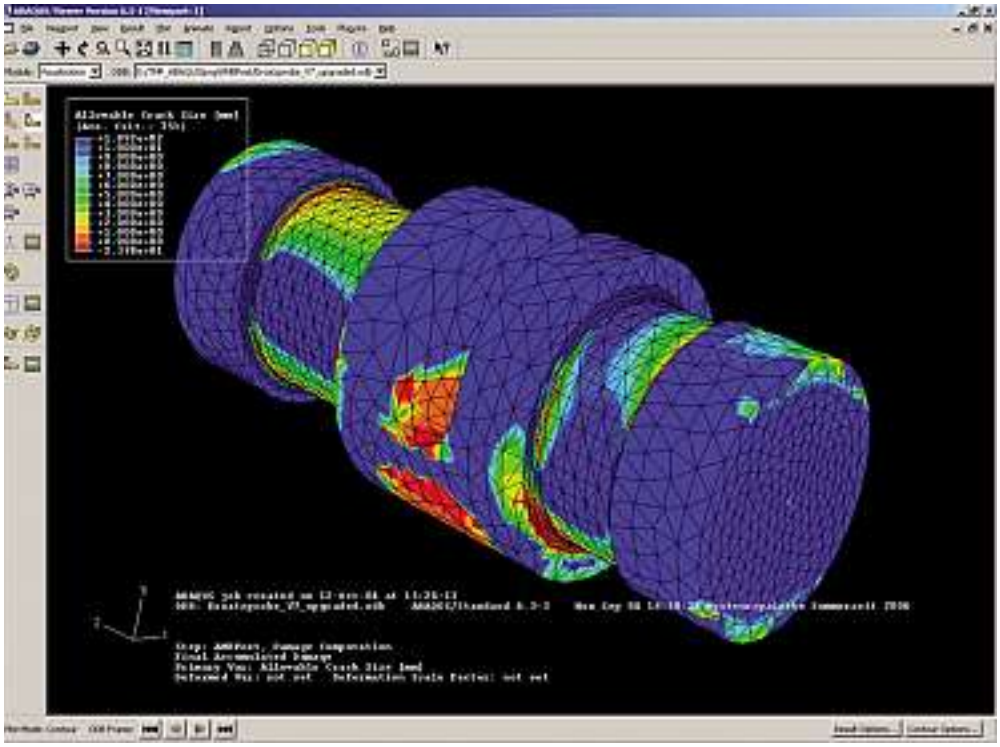


Abb. 12: Finite-Elemente-Postprozessor zur Bestimmung der zulässigen Imperfektionsgröße

6. Besonderheiten von Gusswerkstoffen

Die bisherigen Ausführungen bezogen sich allgemein auf metallische Werkstoffe. Abschließend wird auf die Spezifika von Gusswerkstoffen kurz eingegangen, um zu zeigen, dass sämtliche Ausführungen gerade auch bei der Festigkeitsbewertung von Gussbauteilen Gültigkeit besitzen und keinerlei zusätzliche Annahmen bzw. Bausteine in den Lebensdauerberechnungskonzepten notwendig sind.

Gusswerkstoffe unterscheiden sich von Knetlegierungen durch die vergleichsweise hohe Zahl von Einschlüssen wie z.B. sphäroidalem oder lamellarem Graphit, aber auch Oxidhäute und Gasporen. Je nach Art können diese Imperfektionen eher ellipsoidal oder eher scharfkantig – also rissartig – auftreten; außerdem kann ihre Größe beträchtlich variieren.

Ellipsoidale Imperfektionen können näherungsweise als Kerben mit einer der längsten Halbachse entsprechenden Kerbtiefe und dem kleinsten Rundungsradius entsprechenden Ausrundung aufgefasst werden. Sind sie annähernd kugelförmig mit Radius ρ und $t = \rho$, so ergibt sich ein Spannungskonzentrationsfaktor von etwa $K_t = 1+2\sqrt{t/\rho} = 3$ und ein Spannungsgradient von $\chi = 2/\rho$. Hier sind also die klassischen Stützwirkungskonzepte nach DIN/FKM anwendbar und innerhalb des Gültigkeitsbereiches der Norm abgesichert bis $\chi = 10\ \mathrm{mm}^{-1}$, d.h. bis zu einem Porendurchmesser von $2\rho = 0{,}4$ mm. Für kleinere Poren bzw. ellipsoidale Poren mit Rundungen kleiner als $\rho = 0{,}2$ mm ist die Anwendung der Norm zwar nicht mehr abgesichert, nach den vorangegangenen Ausführungen – vgl. **Abb. 10** – kann sie dennoch extrapoliert werden; alternativ kann mit bruchmechanischen Konzepten gearbeitet werden.

Für den Fall, dass keine untere Grenze für die Rundungsradien sicher abgeschätzt werden kann, wie z.B. bei Oxidhäuten oder Graphitlamellen, muss auf bruchmechanische Konzepte zurückgegriffen werden. Für den Fall, dass die Größenordnung dieser Imperfektionen eine Längenskala unterhalb der Fluktuation der äußeren Spannung liegt – was als gesichert angenommen werden kann –, kann die örtlich ertragbare Spannung abhängig von der Größe der Imperfektionen über ein Haigh-Diagramm ermittelt werden, welches sowohl die Mittelspannung als auch die lokale Fehlergröße berücksichtigt, vgl. **Abb. 11**. Eine detaillierte Beschreibung der Vorgehensweise ist in **[38]** zu finden. Die Erstellung des fehlerbehafteten Haigh-Diagramms wurde in einem verbreiteten Tabellenkalkulationsprogramm automatisiert.

Umgekehrt kann bei bereits in Produktion befindlichen Bauteilen aus der bekannten örtlichen Beanspruchung auf die örtlich zulässige Fehlergröße geschlossen werden; ein diesbezüglicher Postprocessor wurde ebenfalls am Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau entwickelt (**Abb. 12**).

7. Abschließende Bemerkungen

Im vorliegenden Beitrag wurden einige neuere Konzepte für die betriebsfeste Bemessung von Gussbauteilen vorgestellt und diskutiert, wobei besonderes Augenmerk auf einen direkten Bezug zu den zugrunde liegenden physikalischen Mechanismen der Ermüdungsprozesse im Werkstoff gelegt wurde. Eine wesentliche Rolle spielen dabei die mikrostrukturellen Charakteristika wie Kornverteilung und Imperfektionspopulationen. Diese können nach heutigem Stand der Technik bereits aus numerischen Simulationen des Erstarrungs- und Umformprozesses gewonnen werden. Es ist daher naheliegend, die Fertigungssimulation mit der Betriebsfestigkeitssimulation zu koppeln und damit eine geschlossene Simulationskette zu bilden. Erst durch die damit entstehende virtuelle Integration des Fertigungsprozesses in den Prozess der Bauteilauslegung können weitere Potentiale in der Bauteiloptimierung erschlossen werden.

Verwendete Formelzeichen:

$\tau_{\varphi\eta}$	Schubspannungskomponente in der Schnittebene
$\sigma_{\varphi\eta}$	Normalspannungskomponente in der Schnittebene
φ,η	Eulerwinkel des Schnittebenennormalenvektors
$\tau_{\varphi,\eta a}$	Schubspannungsamplitude in der Schnittebene
$\sigma_{\varphi,\eta a}$	Normalspannungsamplitude in der Schnittebene
$\tau_{\varphi,\eta m}$	Schubmittelspannung in der Schnittebene
$\sigma_{\varphi,\eta m}$	Normalmittelspannung in der Schnittebene
σ_D	ertragbare Normalspannungsamplitude
τ_D	ertragbare Schubspannungsamplitude
$\sigma_{D,ZD}$	Zug/Druckwechselfestigkeit
$\tau_{D,tor}$	Torsionswechselfestigkeit
Rm	Bruchfestigkeit im Zugversuch
a,b	Gewichtungsfaktoren für Vergleichsspannungshypothesen
K_t	elastischer Spannungskonzentrationsfaktor
K_f	Kerbwirkungsfaktor bei zyklischer Beanspruchung
n	Stützzahl
t	Kerbtiefe
ρ	Kerbradius
χ	bezogener Spannungsgradient
$\Delta\sigma_0$	Nennspannungsamplitude
$\Delta\sigma$	Lokale Spannungsamplitude
$\Delta\sigma_{zul}$	Zulässige Spannungsamplitude

Quellen

[1] B.-R. You, S.-B. Lee: A critical review on multiaxial fatigue assessment of metals. Int. J. Fatigue 18 (1996) 235-244

[2] I.V. Papadopoulos, P. Davoli, C. Gorla, M. Filippini, A. Bernasconi: A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criterial in metals. Int. J. Fatigue 19 (1997) 219-235

[3] A. Fatemi, L. Yang: Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials. Int. J. Fatigue 20 (1998) 9-34

[4] H. Dietmann, T. Bhongbhidhat, A. Schmid: ESIS10, Fatigue Under Biaxial and Multiaxial Loading, Mechanical Engineering Publications, London 1991

[5] P. Ballard, K. Dang Van, A. Deperrois, Y.V. Papadopoulos: High cycle fatigue and a finite element analysis. Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. 18 (1995) 397-411

[6] F. Morel, Th. Palin-Luc, C. Froustey: Comparative study and link between mesoscopic and energetic approaches in high cycle multiaxial fatigue. Int. J. Fatigue 23 (20011) 317-327

[7] Haibach E. Betriebsfestigkeit – Verfahren und Daten zur Berechnung; (Structural durability – Methods and data for calculation). 2nd ed.; Düsseldorf: VDI-Verlag; 2003.

[8] C.M. Sonsino: Fatigue Testing under Variable Amplitude Loading; International Journal of Fatigue; Vol. 29; p. 1080 – 1089; 2007

[9] Y.M. Liu, S. Mahadevan: Threshold stress intensity factor and crack growth rate prediction under mixed-mode loading. Engng Fract. Mech. 74 (2007) 332-345

[10] G. Sines: in: Metal Fatigue (Eds. G. Sines, J.L. Waisman), McGraw-Hill, New York 1959, 145-169

[11] D. Ninic: A stress-based multiaxial high-cycle fatigue damage criterion. Int. J. Fatigue 28 (2006) 103-113

[12] D. Ninic, H.L. Stark: A multiaxial fatigue damage function. Int. J. Fatigue 29 (2007) 533-548

[13] Y.L. Lee, Y.J. Chiang: Fatigue Predictions for Components Under Biaxial Reversed Loading. ASTM J. Testing Evaluations 19 (1991) 359-367

[14] H. Zenner, A. Simbürger, J.P. Liu: On the fatigue limit of ductile metals under complex multiaxial loading. Int. J. Fatigue 22 (2000) 137-145

[15] L. Susmel, R. Tovo, P. Lazzarin: The mean stress effect on the high-cycle fatigue strength from a multiaxial fatigue point of view. Int. J. Fatigue 27 (2005) 928-943

[16] A. Zolochevsky, Y. Obataya, J. Betten: Critical plane approach with two families of microcracks for modelling of unilateral fatigue damage. Forsch. Ing. Wes. 66 (2000) 49-56

[17] H.J. Gough: Crystalline structure in relation to failure of metals, especially fatigue. Proc. ASTM Part C (1933) 3-20

[18] J. Fröschl: Fatigue Behaviour of Forged Components: Technological Effects and Mutliaxial Fatigue; PhD-thesis, Montanuniversity of Leoben; 2006

[19] H. Mughrabi: Specific features and mechanisms of fatigue in the ultra-high-cycle regime. International Journal of Fatigue 28 (2006) 1501–1508

[20] P.J.E. Forsyth: A two stage process of fatigue crack growth. Proc. Crack Propagation Symposium, Cranfield 1961, 76-94

[21] M.H. El Haddad, T.H. Topper, K.N. Smith: Prediction of non propagating cracks. Engng Fract. Mech. 11 (1979) 573-584

[22] B.T. Ma, C. Laird: Overview of fatigue behavior in copper single crystals – II. Population, size distribution and growth kinetics of stage I cracks for tests at constant strain amplitude. Acta Met. Mater. 37 (1989) 337-348

[23] H. Neuber: Über die Berücksichtigung der Spannungskonzentration bei Festigkeitsberechnungen. Konstruktion 20 (1968) 245-251

[24] M.D. Chapetti: Application of a threshold curve model to high-cycle fatigue behaviour of small cracks induced by foreign-object damage in Ti-6Al-4V. *Int. J. Fatigue* 27 (2005) 493-501

[25] J. Papuga: Mapping of Fatigue Damages – Program Shell of FE-Calculation; Dissertation; CTU Prague; 2005

[26] K. Dang Van, B. Griveau, and O. Message: On a new multiaxial fatigue criterion: theory and application, 1985.

[27] Findley, W. N.: Fatigue of Metals Under Combinations of Stresses, Transactions of ASME (vol. 79), 1957.

[28] I. Papadopoulos, "A new criterion for fatigue strength for out-of-phase bending and torsion of hard metals," International Journal of Fatigue, vol. 14, pp. 377–384, 1994.

[29] H. Zenner; I. Richter: eine Festigkeitshypothese für die Dauerfestigkeit bei beliebigen Beanspruchungskombinationen; Konstruktion 29; S. 11 – 18; 1977

[30] J. Liu; H. Zenner: Berechnung der Dauerfestigkeit bei mehrachsiger Beanspruchung –Teil1; Materialwissenschaften und Werkstofftechnik 24; S. 240 – 249; 1993

[31] J. Liu; H. Zenner; Berechnung der Dauerschwingfestigkeit bei mehrachsiger Beanspruchung – Teil2; Materialwissenschaften und Werkstofftechnik 24; S. 296 – 303; 1993

[32] G. Gerstmayr: Entwicklung einer Methode zur Bewertung des Mittelspannungseinflusses für eine integrale Festigkeitshypothese; Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben; 2007

[33] T. Palin-Luc; S. Lasserre: An Energy Based Criterion for High Cycle Muliaxial Fatigue; European Journal of Mechanics and Solids; Vol 17, Nr. 2, 237-251; 1998

[34] D. Radaj: Ermüdungsfestigkeit. 2. Aufl.. Springer, Berlin – Heidelberg – New York 2003

[35] D. Taylor: Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model. Int. J. Fatigue 21 (1999) 413-420

[36] H.-P. Gänser, A. Leitgeb, W. Eichlseder: Synthesis of Fracture Mechanics and Stress Based Methods for Dimensioning against the Endurance Limit. Proc. ICF 2007, Moscow, July 2007

[37] Forschungskuratorium Maschinenbau (FKM): Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile. 4. Ausgabe. VDMA Verlag, Frankfurt 2002

[38] H.-P. Gänser, A. Leitgeb, K. Glinsner, W. Eichlseder: Computation of a modified Haigh-Goodman diagram for damage tolerant design for infinite fatigue life. Proc. Inst. Mech. Engrs Part C, J. Mech. Engng Sci. 221 (2007) 619-623

Kontaktadresse:

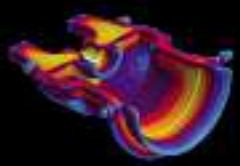
Institut für Allgemeinen Maschinenbau, Montanuniversität Leoben
A-8700 Leoben, Franz-Josef-Straße 18
Tel.: +43 (0)3842 402 1453, Fax.: +43 (0)3842 402 1402
E-Mail: juergen.froeschl@mu-leoben.at, amb.mu-leoben.at

voestalpine
GIESSEREI LINZ GMBH

Oben ankommen

Erfolg entsteht durch Mut zur Veränderung.

Mehr Wissen, ständiges Lernen und intensive Kommunikation sind die Voraussetzungen für die kontinuierliche Optimierung von Bauteil und Prozessabläufen. Dies gilt für Technik und Management. Simulation verändert die Gießereiindustrie, ihre Strukturen und unterstützt die Menschen. Sie ist eine Schlüsseltechnologie für den Weg nach oben. Rechnen lohnt sich!



MAGMA

MAGMA GmbH, Telefon +49 (0)241 88901-0, info@magmasoft.de, www.magmasoft.de

Committed to Casting Excellence

Innovation schafft Zukunft

Innovation creates Future

Festrede anlässlich der ACR-Enquete zur Kooperationspreisverleihung *) am 16. Oktober 2007 im Haus der Forschung in Wien

Dipl.Wirt.Ing. Dr.-Ing. Knut Cosemüller
nach Studium der Eisenhüttenkunde und der Wirtschaftswissenschaften Berufseinstieg bei der Hoesch-Stahl AG. Ab 1989 Übernahme der strategischen Planung der VA-Stahl AG, seit 1991 für F&E verantwortliches Vorstandsmitglied der Böhler-Uddeholm AG. Seit Sept. 2000 ist K. Consemüller Vorsitzender des Rates für Forschung und Technologieentwicklung der Österreichischen Bundesregierung

Sehr geehrter Herr Präsident Leitl,

meine sehr geehrten Damen und Herren,

„Innovation schafft Zukunft!" – das ist kurz gefasst die Botschaft, die von der heutigen Veranstaltung ausgehen soll. Ich freue mich besonders, hier heute zu Ihnen sprechen zu können, um zu werben. Denn **Forschung, Entwicklung und Innovation sind zentrale Wachstumsfaktoren für die Wirtschaft eines Landes, sie stärken dessen Wettbewerbsfähigkeit, schaffen nachhaltig Arbeitsplätze und sichern damit den Wohlstand einer Gesellschaft. Investitionen in diesen Bereich sind daher keine Prestigefrage, sondern beinahe schon eine Überlebensfrage im Zeitalter der Globalisierung.**

Österreich als eines der reichsten Länder muss seinen Platz an der Technologiefront einnehmen, es muss noch stärker vom Technologieverwerter zum Technologiegeber werden. In einigen Bereichen ist dies durch die konzentrierten Anstrengungen der letzten Jahre schon gelungen – man denke in diesem Zusammenhang an die Life Sciences, die Quantenphysik oder die Medizintechnik, um nur einige wenige unserer „Leuchttürme" zu nennen.

In anderen Bereichen gibt es hingegen noch viel zu tun – ein Umstand übrigens, der den Rat für Forschung und Technologieentwicklung zur Entwicklung seiner *Exzellenz-Strategie* veranlasste, die im vergangenen August bei den Technologiegesprächen in Alpbach vorgestellt wurde. Diese besagt: mehr Qualität in der Breite, mehr Exzellenz an der Spitze. Das ist alles gedruckt, im Internet verfügbar und deshalb halte ich mich damit nicht auf!

Es war schon immer ein besonderes Anliegen des Rates für Forschung und Technologieentwicklung und mein persönliches, auf die *Bedeutung der KMU im österreichischen Innovationssystem* hinzuweisen und die notwendigen Konsequenzen deutlich zu machen.

Der österreichische Unternehmenssektor ist geprägt durch eine klein- und mittelständisch orientierte sowie über die Branchen weit gestreute Struktur. Mehr als 99 Prozent (99,7%) aller Unternehmen in Österreich sind KMUs, auf sie entfallen rund zwei Drittel aller unselbstständig Beschäftigten. Damit sind KMUs nicht nur ein wichtiger, sondern *der* Motor für die Beschäftigung und den Strukturwandel der österreichischen Wirtschaft, und zu Recht werden sie oftmals als „Rückgrat der Wirtschaft" oder „Wachstumsmotor" bezeichnet.

Zudem sind die österreichischen KMUs im internationalen Vergleich sehr innovativ. Die Preisträger des heutigen Tages geben ein Bild davon, wenngleich auch sie wiederum nur einen kleinen Ausschnitt bilden – allerdings jenen Ausschnitt, der sich eben deutlich mit seinen besonderen Leistungen abhebt und exzellent ist. Diese Leistungen zeichnen sich dadurch aus, erkannt zu haben, dass Engagement, Professionalität, Dynamik und Schnelligkeit sowie eine unternehmerische Perspektive unverzichtbare Bestandteile für den Erfolg in der Wirtschaft sind.

Dank dieser Innovationsfreude der Betriebe bzw. der dahinter stehenden Menschen – und dies ist ein wesentlicher Punkt, der betont werden muss. Denn tatsächlich sind es ja immer die Menschen, die sogenannten Humanressourcen, die für den Erfolg eines Unternehmens verantwortlich sind. Die österreichischen Klein- und Mittelbetriebe spielen eine wirkliche Schlüsselrolle bei der Erreichung der Lissabon-Ziele – neben den Zielen Wohlstand, Sicherheit, Beschäftigung. Gleichzeitig aber verfügen KMUs in der Regel nicht über Forschungsabteilungen, nicht über entsprechende Infrastruktur und nicht über ausreichend Personal, um ihre Ideen auch umsetzen zu können. Die KMUs benötigen daher nicht nur eine besondere Unterstützung durch die öffentliche Hand, insbesondere beim Technologietransfer, sondern vor allem auch sichere Rahmenbedingungen für Forschungsinvestitionen, die Verbesserung der *indirekten Forschungsförderung* sowie auch eine starke Unterstützung durch regionale Initiativen, wie zum Beispiel Clusterpolitik, Innovationsassistenten, etc. Von besonderer Bedeutung ist weiters, dass den KMUs verstärkt Kooperationsmöglichkeiten mit Fachhochschulen, Universitäten und kooperativen Forschungsinstitutionen angeboten werden. D.h. wir müssen die Fachhochschulen noch stärker zu Forschungspartnern im Verbund mit Universitäten und damit gleichzeitig zu regionalen Kristallisationspunkten machen, damit Klein- und Mittelbetriebe mehr Gesprächspartner im Wissenschafts- und Forschungsbereich erhalten.

Die F&E-Förderungen am Gesamtumsatz betragen für KMUs nur 4,7%! bei 1700 Kunden der ACR und 28 EU-Projekten. Das kann sich nicht nur ändern, das muss sich ändern!

Und noch ein weiterer Punkt wird künftig verstärkt diskutiert werden müssen, nämlich der Mangel an Risikokapital in Österreich und hier speziell in der Forschung und Entwicklung. Investitionen in F&E sind schon grundsätzlich mit Risiko und Unsicherheit verbunden, da die tatsächlichen zukünftigen Erträge zum Zeitpunkt der Investitionsentscheidung unbekannt und schwierig zu bewerten sind. Sowohl die Etablierung einer entsprechenden Risikokultur als auch vor allem die stärkere Bereitstellung von Venture Capital sind daher essenzielle Aufgaben, die ein klares Bekenntnis aller betroffenen Entscheidungsträger und Akteure bedingt. Ja, das ist alles bekannt und auch ist bekannt, dass bezogen auf das BIP Großbritannien und Schweden gegenüber Österreich das 10-fache an *Venture Capital* zur Verfügung haben. Mit BMF Grasser war der Rat damals schon einig, dass hier (steuerliche) Anreize geschaffen werden müssen. Denn Geld ist genug vorhanden in Österreich.

Die Austrian Cooperative Research (ACR) vertritt die Interessen der kooperativen Forschungseinrichtungen und der österreichischen Klein- und Mittelbetriebe, und ermöglichen ihnen damit besonders günstig, überhaupt innovativ sein zu können.

In der Öffentlichkeit weiß man immer noch viel zu wenig über die Bedeutung der KMUs und über deren Leistungen in Forschung und Innovation. Ganz anders z.B. in *Irland* mit vergleichbarer Wirtschaftsstruktur. Vor 2 Jahrzehnten war Irland das Armenhaus Europas, und heute? Heute hat Irland nach Luxemburg das zweithöchste Pro-Kopf-Einkommen in Europa! Das heißt, wir Österreicher können es in wenigen Jahren schaffen, unter die ersten Drei in Europa zu kommen! Was ist notwendig? ? *Bewusstsein schaffen – generell* und *speziell*! und politisch die richtigen Maßnahmen ergreifen.

Speziell: Mit dem im Jahr 2006 neu geschaffenen *Kooperationspreis* wurden erstmals fünf Unternehmen ausgezeichnet, die gemeinsam mit verschiedenen Instituten der ACR herausragende Innovationen umgesetzt und damit einen unschätzbaren Beitrag zur Standortqualität und zum Wirtschaftswachstum Österreichs geleistet haben. Mit

*) Die Wiedergabe dieses Beitrages erfolgt aus aktuellem Anlass – siehe Bericht auf Seite 254 dieses Heftes!

dem Kooperationspreis gelingt es der ACR, den Innovationsleistungen von Klein- und Mittelbetrieben die verdiente Öffentlichkeit zu geben und auch Leistungen entsprechend zu würdigen. Auf die Preisträger des heutigen Tages dürfen wir schon gespannt sein.

Schon jetzt wünsche ich sowohl der Austrian Cooperative Research als auch ganz speziell den heutigen Preisträgern alles Gute und weiterhin viel Erfolg.

Statistik Austria weist aus, dass bei den Unternehmen mit weniger als 250 Beschäftigten der Anteil der innovativen (also forschenden bzw. entwickelnden) Unternehmen um 20–30% niedriger ist als bei denen mit über 250 Beschäftigten. Steigerungspotenziale sind also besonders bei KMU vorhanden.

Statistik Austria zeigt ergänzend, dass die öffentliche Forschungsförderung bei den innovativen Unternehmen (also jenen, die F&E betreiben) mit mehr als 250 Beschäftigten von ca. 50–52% dieser Unternehmen genützt wird, bei den kleineren jedoch nur von ca. 30–42% der Unternehmen. Nur 50–52% bzw. 30–42%! Wir sollten uns zum Ziel setzen: 80% noch in dieser Legislaturperiode zu erreichen.

Es ist auch ersichtlich, dass die Förderung des Bundes bei Unternehmen mit über 250 Beschäftigten fast 90% beträgt, bei den kleineren nur ca. 70 % (Rest Länder). Daher ist die Unterstützung der Fachhochschulen (in ihrer regionalen Lokalisierung und fachlichen Streuung) seitens des Bundes beim Aufbau von F&E-Strukturen ein wichtiges Element in der F&E-Förderung von Unternehmen mit weniger als 250 Beschäftigten.

Für die Fachhochschulen gibt es das Programm FH+. Der Rat hat ein ergänzendes FH++ – Programm empfohlen. Warum? 2005 erhielten die Unis 1,3 Mrd. € für Forschung und die Fachhochschulen 26 Mio. €. Das ist ein so großes Missverhältnis, das korrigiert gehört. Deshalb unsere Empfehlung FH++.

Die politische Zielsetzung, bis 2010 die F&E-Ausgaben auf *3% des BIP* zu steigern, wird ohne Steigerung der F&E-Ausgaben bei den KMU nicht erreicht werden können.

Wenn wir davon ausgehen (wie die letzten Daten der Statistik Austria zeigen), dass der Anteil der Forschungs- und Entwicklungsausgaben aus dem Ausland seit 2002 bei ca. 1 Mrd. € stagniert, so müssten die inländischen Unternehmen ihren Anteil überproportional steigern. Es wird dies ohne KMU nicht möglich sein. Wir sollten daher unsere Anstrengungen besonders gegenüber den KMU weiter erhöhen. Warum?

Die Globalisierung macht auch vor sicher geglaubten Bereichen wie Forschung und Entwicklung (F&E) nicht halt. Immer größere Teile der Wertschöpfungskette sind von Verlagerungen ins Ausland betroffen. Roland Berger Strategy Consultants hat dazu die F&E-Verantwortlichen von 135 Industrieunternehmen in Österreich und Deutschland befragt. Die Ergebnisse der neuen Studie „Globalizing the value chain: The future of R&D in Austria and Germany" lauten: Hauptgrund für Internationalisierungsmaßnahmen im F&E-Bereich sind der Zugang zu neuen Technologien und Märkten. Kosten spielen bei der Standortentscheidung eine untergeordnete Rolle. Österreichische Unternehmen agieren – aufgrund der Enge des heimischen Marktes – bei Forschung und Entwicklung internationaler als deutsche.

„Will man die Frage nach der Zukunft von F&E beantworten, muss man klar zwischen Forschung und Entwicklung unterscheiden." Während die Grundlagenforschung meist im Heimatmarkt bleibt, gibt es bei der Entwicklung klare Globalisierungstendenzen. So setzen 25 Prozent der österreichischen und 31 Prozent der deutschen Unternehmen auf globale Forschungs- und lokale Entwicklungszentren. „Die Anpassung von Produkten an regionale Kundenwünsche wird immer wichtiger. Folgerichtig siedelt man Entwicklungszentren vor Ort an." Nach wie vor konzentrieren jedoch ein Viertel der österreichischen und ein Fünftel der deutschen Unternehmen ihre gesamten F&E-Aktivitäten in der Heimat.

Auf globale Netzwerke von untereinander unabhängigen F&E-Standorten setzen dagegen 21 Prozent der österreichischen und 13 Prozent der befragten deutschen Betriebe. „Die Ressourcen des kleinen österreichischen F&E-Marktes sind begrenzt und zwingen heimische Betriebe dadurch quasi zur Internationalisierung." Beliebtestes Zielgebiet der beiden untersuchten Länder ist nach wie vor Westeuropa mit einem Drittel bzw. gut einem Viertel der Forschungsstandorte österreichischer bzw. deutscher Unternehmen. Am Heimatmarkt sind 19 Prozent der Forschungsstandorte österreichischer Unternehmen bzw. 25 Prozent der deutschen Unternehmen ansässig. Für Österreich spielt außerdem Osteuropa eine wichtige Rolle, wo sich 14 Prozent der österreichischen, aber nur 7 Prozent der deutschen Forschungszentren befinden. China (A: 5%, D: 6%) und Indien (beide: 2%) rangieren auf diesem Gebiet noch unter den Schlusslichtern.

Der Entwicklungsstandort Österreich steht unter Druck. Während die Zukunft des Forschungsstandortes Österreich stabil erscheint, erhöht sich der Druck auf die Entwicklung vor Ort durch die zunehmende Aufsplitterung des Bereichs. „Bei internationalen Unternehmen stehen die lokalen Entwicklungsstandorte unter permanenter Beobachtung. Gibt es an einem anderen Standort bessere Bedingungen, wird der Bereich verlegt." Neben den makroökonomischen und politischen Rahmenbedingungen spielt für ausländische Unternehmen in Österreich der Kostenfaktor eine weitaus wichtigere Rolle als für heimische Betriebe. „Damit Österreich als Entwicklungsstandort attraktiv bleibt, sollten viele regionale Unternehmenszentralen – etwa für Mittel- und Osteuropa – ins Land geholt und hier gehalten werden."

Hat sich ein Unternehmen für die Verlagerung seines F&E-Standortes entschieden, gibt die Verfügbarkeit von hoch qualifizierten technischen und wissenschaftlichen Fachkräften den Ausschlag auf die Frage des Wohin: Auf einer Skala von 1 (niedrig) bis 5 (hoch) bewerteten die befragten österreichischen Manager diesen Faktor mit 4,3; ihre deutschen Kollegen mit 4,1. An zweiter Stelle stand die Nähe zum Kunden (A: 3,8; D: 3,7), dicht gefolgt von der Nähe zu bestehenden Produktionsstätten (A: 3,9; D: 3,5).

Generell werden Marktzugang und Technologien wichtiger als die Kosten beurteilt. Die strategische Entscheidung zur Globalisierung von Forschung und Entwicklung treibt der Zugang zu Technologien und Märkten, Kostenfaktoren fallen vielmehr bei einzelnen Projekten ins Gewicht. „Auffallend ist, dass Industrien wie Holz & Papier, Chemie, Pharma oder IT das Hauptaugenmerk auf den Marktzugang legen, während in Branchen wie Maschinen- und Anlagenbau, Automobilzulieferer und Konsumgüter die technologische Komponente überwiegt."

Insgesamt bewertet Roland Berger die Entwicklung von Forschung und Entwicklung in Österreich sehr positiv: „Wir sind auf einem guten Weg. Die F&E-Ausgaben sind von 1998 1,78 Prozent des BIP auf 2,43 Prozent im Jahr 2007 gewachsen". das ist Österreich-Durchschnitt! Wien und Steiermark haben 3% bereits deutlich überschritten! Und die Steiermark 4% bereits beschlossen. „Auffallend ist auch, dass Hightech in Österreich unterrepräsentiert ist. Nur 13 Prozent der F&E-Wertschöpfung stammen aus diesem Segment. Hier haben wir großen Aufholbedarf", fasst der Berater zusammen.

Ich komme zum Schluss und schlage daher vor:

1) Wir brauchen *mehr Bewusstsein* betreffend Art und Umfang der Bedeutung der KMUs.
2) Die KMUs brauchen beides: die *direkte und die indirekte F&E-Förderung.*
3) Die Stärkung und die Regionalisierung der Kooperationspartner muss verbessert werden (durch FH++ – Programm).
4) Es gilt politisch durch Venture Capital für F&E Anreize (*Steueranreize*) zu schaffen.
5) Wenn alle Promotoren: KMUs, ACR und wir uns klar artikulieren, können wir in 2 Jahren – bei der Enquete anlässlich der Verleihung des Kooperationspreises der ACR 2009 verkünden: Irland wurde erreicht!

Kontaktadresse:
Rat für Forschung und Technologieentwicklung
Böhler-Uddeholm AG, A-1030 Wien
Modecenterstraße 14/A/3, Tel.:+43 (0)1 798 69 01 22, Fax: 61
E-Mail: *knut.consemueller@bohler-uddeholm.com*, www.rat-fte.at

Auch zwischen den Vorträgen der Foren wurde ausgiebig diskutiert und Erfahrungen wurden ausgetauscht. *Foto: Edgar Schoepal*

WFO TECHNICAL FORUM 2007 – RÜCKBLICK

Leichtbau und Bauteiloptimierung durch innovative Fertigungstechniken

Kurzfassungen ausgewählter Vorträge (Teil 3)*)

In Fortsetzung des Berichtes Teil 2 (GIESSEREI RUNDSCHAU 54 (2007) Nr. 9/10, S. 184/188) zum WFO Technical Forum, welches vom 12. bis 14. Juni 2007 im Rahmen der Internationalen Gießereifachmesse GIFA in Düsseldorf stattfand, werden im Folgenden weitere Kurzfassungen ausgewählter Vorträge veröffentlicht.

Aluminiumguss: Die Umstellung auf vertikales Grünsandformen

Niels W. Rasmussen, Ph. D., DISA Industries A/S, Harlev/Dänemark

Aluminium wird für eine Vielzahl von Anwendungen immer interessanter, nicht zuletzt für Gussteile im Automobilbau. In einem weltweiten Wettbewerbsumfeld suchen Aluminiumgießereien nach Möglichkeiten zur Steigerung ihrer Produktivität über erhöhten Durchsatz und reduzierten Personalbedarf. Das vertikale Grünsandformverfahren hat sich für eine Reihe von Aluminiumgussteilen bewährt, da dieses Verfahren eine konstant hohe Qualität liefert, und zwar bei einer Produktionsgeschwindigkeit, die anderen Verfahren weit überlegen ist. Das vertikale Grünsandformen ermöglicht signifikante Personaleinsparungen, wobei eine einzige Fertigungslinie 30 Druckgießmaschinen ersetzt.

Der Vortrag befasste sich mit der Frage, wie DISA den Anforderungen an Metallurgie, Gießprozess, Erstarrung und an die automatische Entnahme von Aluminiumgussteilen – die naturgemäß weicher sind und ein entsprechendes Handling erfordern – gerecht wird. DISA hat sämtliche Probleme durch eine integrierte Produktionslinie gelöst und nachgewiesen, dass Kosteneinsparungen in Höhe von 20 %, verglichen mit konventionellem Druckguss, erzielt werden können.

Hintergrund: Das vertikale DISA-Formverfahren ist in der Produktion von Eisenguss weit verbreitet und erwiesenermaßen sehr wettbewerbsfähig. Durch weit reichende Maßnahmen wird nun eine Anlagenmodifikation auch für die Prozessanforderungen im Bereich Aluminiumguss möglich. In Zusammenarbeit mit ausgewählten Partnern konnten gute Gussqualität und hohe Leistungsfähigkeit nachgewiesen werden.

Prozessentwicklung: Das konventionelle Sandgießverfahren ist durch chargenweises manuelles oder halbautomatisches Gießen gekenn-

*) Übersetzt aus dem Englischen

zeichnet. Um die Produktionsfähigkeit des DISA-Formsystems zu erreichen, ist ein eher kontinuierlicher Produktionsfluss erforderlich. Auf der Grundlage der einfachen Logistik der vertikalen Formanlage konnte eine Lösung für das integrierte Schmelzen und Gießen entwickelt werden. Diese Lösung erfüllt nicht nur die Mengenanforderungen, sondern gewährleistet außerdem eine hohe und konstante Metallqualität. Inline-Schmelzebehandlung einschließlich Sr-Modifikation und Entgasung sind Bestandteil des Schmelzsystems.

Durch Niederdruck-Formfüllen wird eine hohe metallurgische Qualität und optimale Steuerung des Füllprozesses erreicht. Ein patentiertes DISA-System schließt die gefüllte Form und löst die Niederdruck-Ofeneinheit aus, die dadurch sofort für das Füllen der nächsten Form bereit ist. In der Praxis wurde eine Produktionsgeschwindigkeit von 300 Formen pro Stunde erreicht.

Überarbeitete Designvorgaben für im Niederdruckgießverfahren geeignete Eingusssysteme sind ein weiteres Ergebnis der Neuentwicklung. Praktische Tests haben gezeigt, dass die Einstellung des Druckablaufs für das Füllen der Form einfach vorgenommen und an entsprechende Änderungen, z. B. bei der Füllzeit, angepasst werden kann.

Anlagenentwicklung: Der vielleicht wichtigste Teil der Anlage ist die aktive Niederdruck-Fülleinheit. Auf der Basis einer Standard-Niederdruckdosiereinheit wurde sie auf diese spezielle Anwendung zugeschnitten. Hierzu gehörten die Änderung der Software, die Minimierung der erforderlichen Bewegungen und das Ermöglichen der Kommunikation zwischen Formanlage und Gießeinheit. Besonderes Augenmerk wurde darauf gelegt, das System wartungsfreundlich zu gestalten. Hierzu gehört ein patentiertes, leicht verstellbares und schnell auswechselbares Speiserrohr-Oberteil. Das aktive Niederdruck-Füllsystem wird nunmehr seit über fünf Jahren im normalen Gießereibetrieb eingesetzt. Die Basis-Formanlage wurde für die Aluminium-Anwendung kaum verändert. Zur Erreichung der hohen Ausstoßrate und zum Zwecke der vorsichtigen Handhabung von Aluminiumguss wurde ein automatisches Gussentnahmesystem entwickelt. Außerdem erleichtert das System die Integration in die nachfolgende Bearbeitung.

Derzeitiger Stand: Das vertikale Formen hat sich als gangbare Lösung erwiesen. Durch die Kombination aus vertikalem Grünsandformverfahren und Niederdruckgießtechnologie wird der Ausstoß großer Mengen möglich. Da diese Technik flexibel und kosteneffizient ist, ist enormes Wettbewerbspotential vorhanden.

Zweiphasen-Strömungsanalyse des luftunterstützten Füllens von Formkästen beim Grünsandformverfahren

Prof. Wu Junjiao, Dr. Li Hongliang, Dr. Li Wenzhen), Tsinghua University, Peking/China, Dr. Hiroyasu Makino, Minoru Hirata, Takashi Hanai, Sintokogio, Ltd., Toyokawa, Aichi Pref./Japan*

Die Produktion von Gussteilen mit Hilfe von Sandformen nimmt weiter zu. Besonders bei der Produktion von Eisenguss ist das Gießen in bentonitgebundene Sandformen auch weiterhin eine wichtige Technologie. Bei der Produktion von Eisengussteilen wird ein immer geringerer Nachbearbeitungsaufwand gefordert. Um dieser Forderung gerecht zu werden, muss eine effektive Methode zur Vorausberechnung und Steuerung optimaler Bedingungen bei der Formherstellung entwickelt werden.

Beim Grünsandformen unterscheidet man zwei Arten: das kastenlose Formen und das kastengebundene Formen. Beim kastenlosen Formen wird der Sand aus dem Sandsilo durch Druckluft bei einem Druck von 0,3 bis 0,5 MPa in die Formkammer eingeblasen und anschließend unter hohem Druck gepresst. Das Pressen des Sandes mit Hilfe von Druckluft wird bereits seit Mitte der 1980er Jahre an-

*) Vortragender

Erfolgsrezept EUROGUSS

- Zentrales europäisches Forum für Fachleute und Entscheider aus Druckgießereien und den damit verbundenen Industrien
- Einzigartiger europäischer Querschnitt durch die gesamte Wertschöpfungskette Druckguss
- Über 350 Aussteller aus 27 Ländern
- Die Erfolgsstory geht weiter: eine zusätzliche Messehalle und laufend Bestnoten von Besuchern und Ausstellern

Freuen Sie sich auf drei erfolgreiche Messetage in Nürnberg. Wir sehen uns auf der EUROGUSS 2008!

Veranstalter
NürnbergMesse GmbH
Tel +49 (0) 9 11.86 06-49 16
besucherservice@
nuernbergmesse.de

Ideelle Träger
VDD Verband Deutscher
Druckgießereien, Düsseldorf

CEMAFON
c/o VDMA, Frankfurt am Main

Besucherservice
AUSTRIAproFAIR
Tel +43 (0) 6 99.15 55 24 24
Fax +43 (0) 1.5 85 59 56 31
kurt.regenscheidt@
austriaprofair.at

NÜRNBERG MESSE

gewendet. Der Vorgang besteht aus mehreren Schritten: Zuerst wird der Sand in den Aufgabetrichter dosiert und in die Formkammer durch Schwerkraft gefüllt. Anschließend wird Druckluft in den Grünsand eingeblasen. Abschließend wird der Formsand durch mehrere Presshäupter verdichtet. Diese traditionellen Füllmethoden haben bestimmte Nachteile, z. B. inhomogene Dichte des Formsandes sowie ungenügende Sandzuführung in kleine Räume.

Zur Lösung dieser Probleme wurde nun eine neue Art von Grünsandformmaschine entwickelt, bei der der Sandfüllvorgang durch „Belüftung" erfolgt **[1].** Der zugrunde liegende Prozess ist eine neue Schlüsseltechnologie für moderne Formmaschinen, die sich dadurch auszeichnet, dass das Füllen mit einem geringeren Luftdruck als herkömmlich erfolgt. Durch die neue Belüftung wird eine einheitliche Dichte des Sandes sowie eine hohe Qualität der Form im anschließenden Verdichtungsprozess erreicht.

Es wurde ein mathematisches Modell für den Einblasprozess und den Belüftungsprozess auf der Grundlage eines kontinuierlichen Zweiphasenmodells erstellt.

Für die mathematische Modellierung des Füllens mittels Belüftung wurde das Eulersche Zweiphasenmodell als Grundlage herangezogen. Bei diesem Modell werden sowohl die Gasphase als auch die Festphase als Kontinuum betrachtet, d. h., sie werden als Luft- bzw. Sandstrom behandelt. Bei den bestimmenden Gleichungen des mathematischen Modells werden Kontinuitätsgleichungen und Momentengleichungen von Gasphase und Festphase getrennt behandelt. Es wurde angenommen, dass alle Sandpartikel identisch sind und einen mittleren Durchmesser und eine mittlere Dichte besitzen. Zur Beschreibung der Kollision der verschiedenen Sandpartikel wurde ein typisches kinetisches Theoriemodell nach Gidaspow **[2]** entwickelt. Die Gleichungen für das Masse- und Momentgleichgewicht für die Gasphase und die Festphase wurden per Computer gelöst. Bei diesen Gleichungen sind die abhängigen Variablen die Gasvolumenfraktion, die Festvolumenfraktion, die Gasdichte und die Geschwindigkeitsvektoren der Gas- und Sandströme.

Kontinuitätsgleichung der Gasphase:

$$\frac{\partial}{\partial t}\left(\alpha_g \rho_g\right) + \nabla \cdot \left(\alpha_g \rho_g V_g\right) = 0 \qquad (1)$$

Momentgleichung der Gasphase:

$$\frac{\partial}{\partial t}\left(\alpha_g \rho_g V_g\right) + \nabla \cdot \left(\alpha_g \rho_g V_g V_g\right) = \beta\left(V_g - V_s\right) + \nabla \cdot \tau_g \qquad (2)$$

Da die Schwerkraft von Luft im Verhältnis zur Spannung der Luft sehr gering ist, wird sie vernachlässigt.

Kontinuitätsgleichung der Festphase:

$$\frac{\partial}{\partial t}\left(\alpha_s \rho_s\right) + \nabla \cdot \left(\alpha_s \rho_s V_s\right) = 0 \qquad (3)$$

Momentengleichung der Festphase:

$$\frac{\partial}{\partial t}\left(\alpha_s \rho_s V_s\right) + \nabla \cdot \left(\alpha_s \rho_s V_s V_s\right) = \beta\left(V_s - V_g\right) + \nabla \cdot \tau_s + \alpha_s \rho_s g \qquad (4)$$

∇	Hamilton-Operator,
α_g	Volumenfraktion der Gasphase,
α_s	Volumenfraktion der Festphase, d. h., ,
ρ_g	Dichte der Gasphase,
ρ_s	Dichte der reinen Sandpartikel,
V_g	Geschwindigkeitsvektor des Gasstroms,
β	Geschwindigkeitsvektor des Sandstroms,
τ_g	Widerstandsbeiwert,
τ_s	Spannungstensor des Gasstroms.
g	Spannungstensor der Festphase,
	Erdbeschleunigung.

Auf der Grundlage einer realen Maschine wurde eine zweidimensionale Computersimulation unter folgenden Bedingungen durchgeführt. Die Breite der Simulationsfläche betrug 700 mm, die Höhe 400 mm. Der Prüfling wurde auf die Modellplatte aufgelegt. Die Abbildungen in **Bild 1** zeigen die Versuchs- und Berechnungsergebnisse. Der Druck der Belüftungsluft beträgt 0,15 MPa. Die unterschiedlichen Sanddichten sind unterschiedlich farbig dargestellt. Wird der Formkasten durch Luft mit geringem Druck mit Sandpartikeln gefüllt, bewegen sich diese nach unten. Dann erreicht der linke Sandstrom zuerst die Oberfläche des Musterblocks und bewegt sich danach seitlich.

Die in der Praxis ermittelten Versuchsergebnisse stimmen mit den Ergebnissen der Computersimulation überein, so dass die Gültigkeit des mathematischen Modells bestätigt werden konnte. Die Untersuchungen erbrachten neue und wertvolle Erkenntnisse zum Verhalten beim Füllen des Formkastens durch „Belüftung".

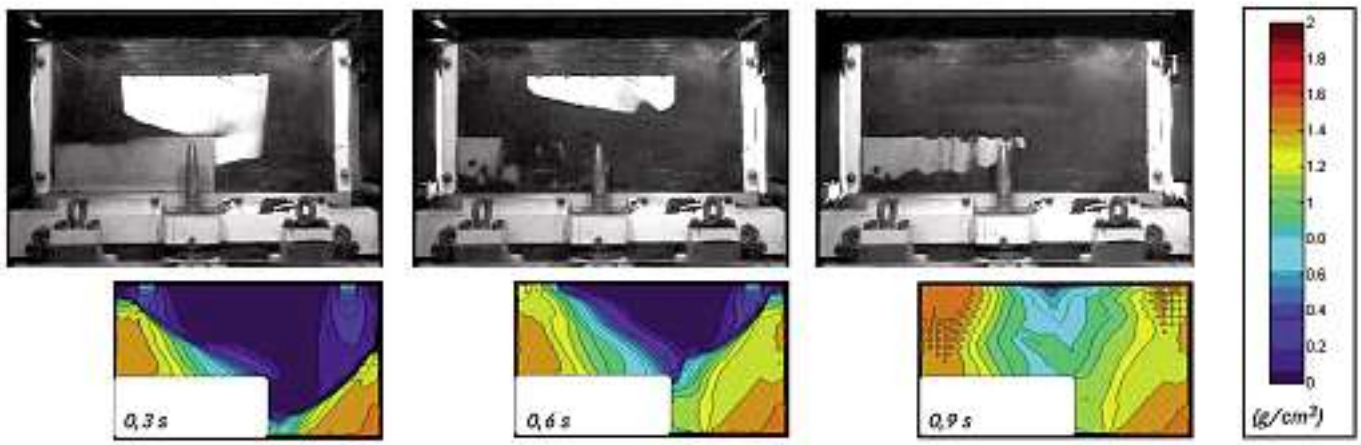


Bild 1: Vergleich von Versuchs- und Berechnungsergebnissen der Abläufe beim Belüftungssandfüllen

Inotec – das praxisbewährte anorganische Bindemittelsystem

Dr. J. Müller), Dr. D. Koch, M. Frohn, G. Weicker, J. Körschgen, S. Schreckenberg, Ashland-Südchemie-Kernfest GmbH, Hilden*

Hochleistungs-Cold-Box-Systeme haben sich inzwischen für die Kernherstellung bei Großserien sehr gut bewährt. Auf der anderen Seite sind jedoch die Anforderungen an eine Reduzierung von Emissionen und Geruchsbelastung vor allem beim Aluminium-Druckgießen gestiegen. Aus Umweltschutzgründen und in der Nähe von Wohngebieten ist eine Erweiterung der Kernherstellung durch konventionelle organische Bindemittelsysteme mit höheren Anforderungen an Emissionskontrolle und Abfallentsorgung verbunden.

In den letzten Jahren hat ASK die Entwicklung verschiedener Bindemittelsysteme vorangetrieben, die den Anforderungen an Hightech-Kernherstellung in Verbindung mit Ökologie und Wirtschaftlichkeit gerecht werden, wie z. B. die neue Generation der Ecocure-Systeme.

Alternativ hierzu entwickelte ASK das System Inotec. Es handelt sich hierbei um ein neues anorganisches Bindemittelsystem, das auf der konsequenten und gründlichen Untersuchung anorganischer Prinzipien basiert. Inotec besteht im Prinzip aus drei Komponenten: einem Silikatgemisch (Mengen: 1,8 bis 2,5 %), verschiedenen Promotoren (Mengen: 0,1 bis 1,2 %) und gegebenenfalls Inomin (mineralische Formstoffe, die dem Quarzsand in Mengen von 1 bis 30 % (Masseanteil) beigemischt werden). Diese zwei bis drei Komponenten können, vergleichbar mit einem Baukastensystem, untereinander variiert und individuell an die technischen Anforderungen der jeweiligen Kernfertigung und des Gussteils angepasst werden. Insbesondere Eigenschaften wie Warmfestigkeit und Beständigkeit gegen hohe relative Luftfeuchtigkeit können durch die Wahl von Binder und Promotor entscheidend beeinflusst werden. Das Kernhärten findet, anders als beim gängigen Aushärtungsverfahren mit Silikat/CO_2 bzw. Ester, durch einen Trocknungsprozess statt. Wasserentzug mittels einer Kombination aus beheizbarem Werkzeug und Heißluft (180 bis 200 °C) hat sich als die geeignete Methode erwiesen. Hohe Sofortfestigkeit, kurze Taktzeiten und die daraus resultierende hohe Produktivität stellen die Vorteile dieses Verfahrens dar. Dieses spezielle Aushärtungsverfahren macht eine homogene Aushärtung des gesamten Kerns möglich. Hiermit hergestellte Kerne sind nahezu wasserfrei und weisen nur eine kurze, definierte Gasentwicklung sowie deutlich reduzierte Kondensatentwicklung während des Gießens auf. Für die Kernherstellung mit Inotec können die handelsüblichen Misch- und Dosiervorrichtungen verwendet werden. Der Kernkasten sollte (elektrisch) beheizbar und mit einer Heißluftspülung verbunden sein. Dies bedeutet, dass bei Hot-Box-Anlagen Inotec eingesetzt werden kann, wenn eine Heißluftspüleinheit installiert wird. Moderne Cold-Box-Anlagen können nachträglich mit einem beheizbaren Kernkasten ausgestattet werden. Dementsprechend kann Inotec als wartungsarmes System bezeichnet werden, das mit der derzeit im Einsatz befindlichen Maschinentechnologie betrieben werden kann. Die Kernentnahme erfolgt in erster Linie mechanisch und kann, verglichen mit den bekannten organischen Verfahren wie Cold-Box oder Epoxy-SO_2, als hervorragend bezeichnet werden. Erforderlichenfalls – beispielsweise aus metallurgischen Gründen – können mit Inotec hergestellte Gussteile auch mit Hilfe von Wasser entkernt werden. Bei der Serienfertigung von Messingguss wurde Inotec bereits erfolgreich von Ideal Standard in Wittlich, einem führenden Armaturenhersteller, eingesetzt (**Bild 2**).

BMW in Landshut startete im vergangenen Jahr mit der Serienfertigung von Leichtmetallguss mit Inotec. Seither wurden mit Inotec mehr als 100 000 Wassermantelkerne produziert (**Bild 3**). Für die Umstellung auf Inotec nahm BMW Änderungen an einem bestehenden Cold-Box-System vor.

Die Vorteile des Inotec-Systems liegen klar auf der Hand: geruchlose und emissionsfreie Kernherstellung, emissions- und raucharmes Gießen und leichtere Reinigung der Werkzeuge. Durch Einsatz spezieller Promotoren können Sofort-/Warmfestigkeiten von >200 N/cm² erreicht werden, die ein optimales Handling der Kerne und eine prozesssichere Produktion gewährleisten. Die bestehenden Taktzeiten des Cold-Box-Systems können beibehalten werden, und die Erfahrungen mit dem Ausleerverhalten sind sehr gut, wie auch der Messingguss gezeigt hat. Formen, die zuvor mühsam und unter hohem Druck mit Trockeneis gereinigt werden mussten, sind nun mit deutlich weniger Unterbrechungen im Einsatz, was zu einer höheren Produktivität geführt hat.

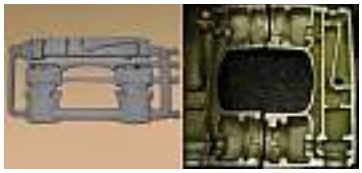


Bild 2: Mit Inotec bei Ideal Standard in Wittlich hergestellter Kern und Gussteil

Bild 3: Inotec-Wassermantelkern und Gussteil, hergestellt bei BMW, Landshut

Ein wichtiges Thema ist auch das Altsandrecycling. In Zusammenarbeit mit Gießereien wurde ein Projekt ins Leben gerufen, das bis Ende 2007 zu verlässlichen Ergebnissen führen soll. Erste Versuche haben bereits gezeigt, dass der Einsatz von Inotec im Eisenguss ebenfalls möglich ist.

*) Vortragender

Neue Bühler-Konzepte zur Steigerung der Effizienz im Druckguss

Dipl.-Ing. Marc Fuchs, Bühler Druckguss AG, Uzwil/Schweiz

Ein wirtschaftliches Umfeld, das sich in immer schnellerem Maße verändert, verlangt höchste Flexibilität in allen Bereichen. Eine Gießerei, die zum richtigen Zeitpunkt die erforderliche Menge und Qualität an Gusserzeugnissen liefern kann – und das auch noch zum richtigen Preis –, gewinnt das Rennen. Neue Konzepte von Bühler helfen Gießereien, die Produktivität spürbar zu steigern und dabei natürlich auch die Herstellkosten zu senken.

Die neue Bühler-Druckgießmaschine Carat mit zwei Aufspannplatten: Die neue Serie der Carat-Druckgießmaschinen von Bühler wurde anlässlich der GIFA 2007 vorgestellt. Es ist die erste Druckgießmaschine mit zwei Aufspannplatten, die Bühler auf den Markt bringt. Eine Zweiplatten-Maschine bietet gegenüber der Dreiplatten-Schließeinheit folgende Vorteile:

- leichtere, schnelle Justierung der Höhe;
- weniger Flitterbildung durch Kompensation fehlender Parallelität der Form;
- geringerer Platzbedarf durch Bauraumverkürzung;
- weniger bewegliche Teile, weniger Auflagepunkte;
- höhere Maschinensteifigkeit, kürzere Führungssäulen;
- gleichmäßige Verteilung der Schließkraft;
- leichter Zugang hinter die bewegliche Montageplatte.

Die Carat-Serie von Bühler bietet außerdem weitere Vorteile, die sie deutlich von anderen Anlagen unterscheiden. Hierzu gehören:

- optimiertes Dat@net-Steuerungssystem mit integrierbarer Bühler-Peripherie;
- optimierte Führungssäulen-Dichtung auf der geteilten Mutter der festen Maschinenplatte;
- zusätzliche Schmiereinrichtung und Führungssäulen-Kratzer auf der beweglichen Platte;
- spezielle, steife Geometrie der beweglichen Montageplatte mit längeren Führungssäulenführungen auf der beweglichen Maschinenplatte;
- niedrige installierte Leistung;
- Spurstange kann bedarfsgerecht eingestellt werden;
- modular abgestuftes Schließkraftkonzept;
- modulares Design der Gießeinheit („lean"/„compact"/„extended");
- verstellbare Gleitschuhe;
- Werkzeugauflage auf beweglicher Platte kann in Gleitschuhe integriert werden;
- Säulen können zum Formwechsel komplett in Richtung bewegliche Platte zurückgezogen werden;
- komplett geschützte Säulenrillen und -gewinde;
- robustes, bewährtes und leises Antriebs- und Pumpendesign;
- vereinfachte, variable Kernzuganordnung;
- segmentierte Plattenführung, seitliche Ausrichtung der beweglichen Platte;
- mehr gleichzeitige hydraulische Bewegungen möglich

Der neue Speediall-Prozess von Bühler (Patent angemeldet): Der Speediall -Prozess beruht auf dem Prinzip, dass der mechanische Schließmechanismus die Gießkammer bei noch geöffneter Form schließt. Folglich muss bei Zufuhr der Schmelze nicht auf das Signal „Form geschlossen" gewartet werden. Somit wird die Beschickungszeit von einer primären Prozesszeit zu einer sekundären Prozesszeit, und die daraus resultierende Verkürzung der Taktzeit liegt zwischen 10 und 15 %, je nach Gießgewicht und Maschinengröße.

Neue Konzepte für die Herstellung von V-Motoren und Reihenmotoren (Patente angemeldet): Angesichts der Attraktivität des Druckgießens haben sich die Spezialisten von Bühler Druckguss (der Druckguss-Sparte innerhalb der Bühler-Gruppe) mit den Fachleuten des deutschen Druckguss-Unternehmens Schaufler Tooling in einem Team zusammengefunden, um weitere Verbesserungen herauszuarbeiten. Ziel des Projektteams ist es, die noch feststellbaren Nachteile der konventionellen Fertigung zu beseitigen und dadurch die Leistungsfähigkeit des Druckgießens für die Herstellung von Motorblöcken weiter zu steigern. In einer ersten Analyse wurden folgende Kostentreiber identifiziert und bearbeitet:

- Lange Zykluszeiten;
- große, schwere Formen;
- hoher Verschleiß der Kühlwassermantel-Einsätze;
- lange Ausfallzeiten, verursacht durch: zeitraubende Wartung (z. B. mühsame Demontage der beweglichen Formhälfte für den Wassermantelwechsel), häufiges Hinterspritzen der Schieberführungen, häufigen Leckverlust, häufigen Bruch der Auswerferbolzen, unkontrollierte Formheiz- und -kühlsysteme.

Aufgrund dieser Analyse sowie der Erfahrungen von Bühler und Schaufler Tooling wurden zwei neue, kostenoptimierte Konzepte zur Produktion von Reihen- und V-Motorblöcken entwickelt. Hierzu hat die umfassende Erfahrung beigetragen, die Bühler durch die Lieferung von mehr als 30 Druckgießanlagen für die Fertigung von Motorblöcken gewonnen hat, sowie das Know-how seitens Schaufler Tooling durch der Fertigung zahlreicher Druckgießformen für Motorblöcke. Beide Konzepte sind inzwischen patentiert.

Das Revolutionäre an den beiden neuen Bühler-Konzepten ist die Tatsache, dass erstmals Spitzentechnologie in der Formherstellung mit modernster Maschinenbautechnik kombiniert wird und sich aus dieser Verbindung eine kommerziell viel versprechende Lösung für die Herstellung von Motorblöcken ergibt. So können beispielsweise Wassermantel- und Konturkernschieber mittels eines bestimmten Hubs bereits nach der Teilerstarrung der Schmelze gezogen werden. Hierdurch werden der Wärmeeintrag des Aluminiums in den Wassermantel reduziert und die Standzeit des Wassermantels deutlich verlängert.

Außerdem setzte das Projektteam eine Reihe von konstruktiven Maßnahmen um. Sie erhöhen die Formverfügbarkeit und somit den Nutzungsgrad der Gießzelle. So können z. B. die Konturkernschieber direkt und innerhalb kürzester Zeit an der Maschine ausgewechselt werden. Eine spezielle Schließkonstruktion reduziert ein Durchbiegen der Außenschieber um 50 %. Hierdurch werden wiederum ein Hinterspritzen der Schieber mit Schmelze verringert und die Maßhaltigkeit des Motorblocks verbessert. Eine neue Technik zum Abdichten der Kühlbohrungen verringert die Leckageanfälligkeit. Außerdem werden zusätzliche Ausfallzeiten durch ein Konzept verhindert, welches bei der Herstellung von Reihenmotoren ohne Auswerfer auskommt.

Ein wesentliches Problem bei der konventionellen Motorblockproduktion sind die sehr massiven, großen und daher teuren Werkzeuge. Da die Druckgießmaschine beim neuen Bühler-Konzept bestimmte Funktionen des konventionellen Werkzeugs übernimmt, entfallen bei den neuen Formen die Auswerferkästen und Auswerfertische. Diese sowie weitere Gewicht sparende Verbesserungen verringern die Werkzeugkosten bei V-Motoren um 25 % sowie bei Reihenmotoren um 10 %.

Zu guter Letzt verbessern die neuen Konzepte auch die Produktivität spürbar. Eine optimierte Temperatursteuerung, das neu entwickelte Formsprühsystem „Flextool" der Firma Acheson sowie synchronisierte Maschinenbewegungen, die ein gleichzeitiges Einsprühen beider Formhälften ermöglichen, sparen wertvolle Sekunden. Je nach Gewicht des Rohlings verringern diese Merkmale die Taktzeit um 10 bis 20 %.

Kontrolliertes Gießen von teilerstarrtem (semi-solid) Gusseisen mit Kugelgraphit im Lost-Foam-Prozess

Tatsuhiko Katou, Norihiro Asano), Dr. Masahito Goka, Sintokogio Ltd., Toyokawa, Aichi Pref./Japan*

Die Beschaffung von Teilen im Automobil- und Maschinenbau und damit auch von Gussteilen ist durch die Globalisierung geprägt. Der damit verbundene immer stärker werdende Preisdruck zwingt zu neuen Überlegungen in der Gießereitechnik. Daher ist die rasche Weiterentwicklung von Technologie und Prozessen dringend erforderlich.

In den Bereichen Kraftfahrzeug- und Maschinenbau werden Teile mit komplexer Geometrie eingesetzt, die vorwiegend im Sandgießverfahren hergestellt werden, das die Fertigung von Teilen mit hoher Flexibilität in der Gestalt ermöglicht. Jedoch besitzt die traditionelle Grünsandform Nachteile, z. B. Probleme bei der Herstellung dünnwandiger Gussstücke zur Gewichtseinsparung, bei der Reduzierung der Häufigkeit von Gussfehlern, erforderliche Fertigkeiten und Erfahrungen bei der Aufbereitung des Sandes, erschwerte Arbeitsbedingungen sowie die Entsorgung großer Sandmengen. Unter diesen Umständen ist z. B. das Druckgießen eine aussichtsreiche Alternative. Das Druckgießverfahren ist jedoch wegen des hohen Verschleißes der Dauerformen bei Gusseisen mit hohem Schmelzpunkt wenig verbreitet.

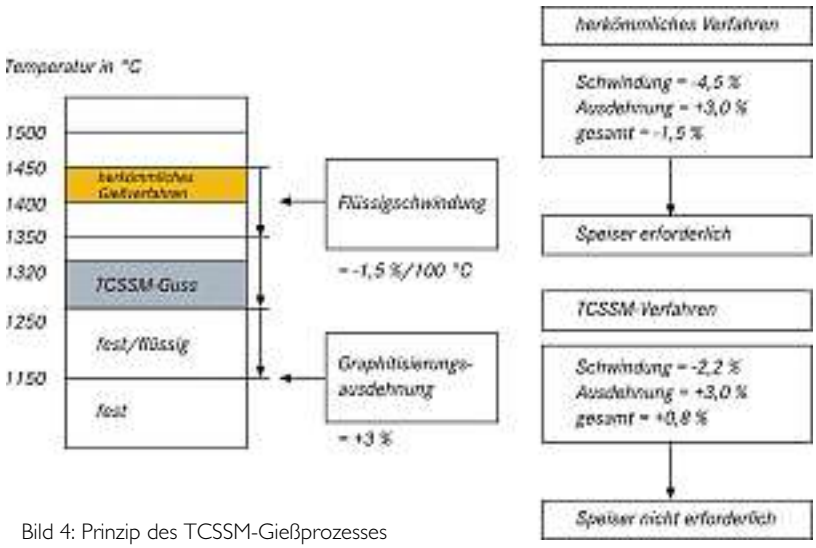


Bild 4: Prinzip des TCSSM-Gießprozesses

Die in diesem Vortrag vorgestellten Untersuchungen befassten sich mit der Entwicklung eines Gießverfahrens zur kostengünstigen Herstellung qualitativ hochwertiger und international wettbewerbsfähiger Produkte. Im Vortrag wurde die neue Gießtechnologie für die Herstellung von Kugelgraphitguss vorgestellt. Das als TCSSM (Transition Controlled Semi-Solid Molding) bezeichnete Verfahren leitet seinen Namen aus der Kontrolle des teilerstarrten Zustandes im Eingussbereich her.

Unter den genannten Bedingungen bestand die erste Aufgabe darin, die Betriebstemperatur auf ein mögliches Minimum zu reduzieren. Die Erstarrungstemperatur von Gusseisen mit Kugelgraphit liegt bei ca. 1150 °C. Der Schmelzvorgang läuft allgemein bei etwa 1500 °C ab; die Gießtemperatur beträgt 1400 bis 1450 °C. Diese Temperaturen sind im Vergleich zu anderen Herstellverfahren, z. B. Schmieden, sehr hoch. Die gezielte Steuerung der Vorgänge der Flüssigkontraktion, der Erstarrungsschwindung, der Graphitausdehnung, der Deformation bei der Erstarrung und des Einschlusses von Gasen während der Erstarrung ist deshalb ein sehr schwieriger Vorgang. Es ist jedoch möglich, die Gießtemperatur bis auf Werte nahe der Erstarrungstemperatur abzusenken, wodurch es zu einer spürbaren Verbesserung der genannten Probleme kommt.

Wenn beispielsweise geschmolzenes Eisen mit einer Temperatur von 1250 °C (d. h. etwa 100 °C über der Erstarrungstemperatur) in die Form gegossen wird, ist davon auszugehen, dass sich die feste Phase im Eingusskanal des Anschnittsystems bildet. Auf der Basis dieser Annahme wurde ein Versuch durchgeführt, bei dem Kfz-Achsschenkel gegossen wurden. Dabei entstanden fehlerlose Gussstücke ohne Speiser; gleichzeitig verbesserte sich das Mikrogefüge. In diesem Status wurden alle mit dem Sandguss verbundenen Probleme einer erneuten Prüfung unterzogen, ebenso die erreichte erhebliche Verbesserung. Nach eingehender Analyse wurden die Entwicklungsgrundsätze für die neue Gießtechnik als Kombination eines Gießvorgangs bei einer Unterkühlungstemperatur von ca. 1250 °C, einem Vakuumprozess und dem Lost-Foam-Verfahren ohne durch Binder gebundenen Trockenformsand festgelegt.

Bild 4 verdeutlicht das Prinzip des TCSSM-Prozesses. Durch Gießen bei niedrigeren Temperaturen wird die Flüssigkontraktion erheblich verringert. Damit werden die verbleibende Flüssig- und Erstarrungsschwindung wirksam durch die Graphitsausdehnung kompensiert. Es entstehen Gussstücke ohne Speiser.

*) Vortragender

msr
Metal Scrap Recycling

Metal Scrap Recycling GmbH
Düsterhauptstrasse 39–40
13469 Berlin

Tel.: +49 30 40 30 44 626
Fax: +49 30 40 30 44 660
info@msr-trading.com

www.msr-trading.com

Wir sichern Ihre Produktion –
auch in Österreich

MSR ist der zuverlässige Partner europäischer Gießereien. Wir handeln hochwertige Sekundärrohstoffe in vielfältigen Qualitäten. Durch sichere Mengenstrukturen und kontinuierliche Just-in-time-Lieferungen sichern wir die Produktion unserer Kunden. Namhafte europäische Unternehmen vertrauen der Zuverlässigkeit von MSR.

Sprechen Sie mit uns, wir beraten Sie gerne.

For Sustainable Trading

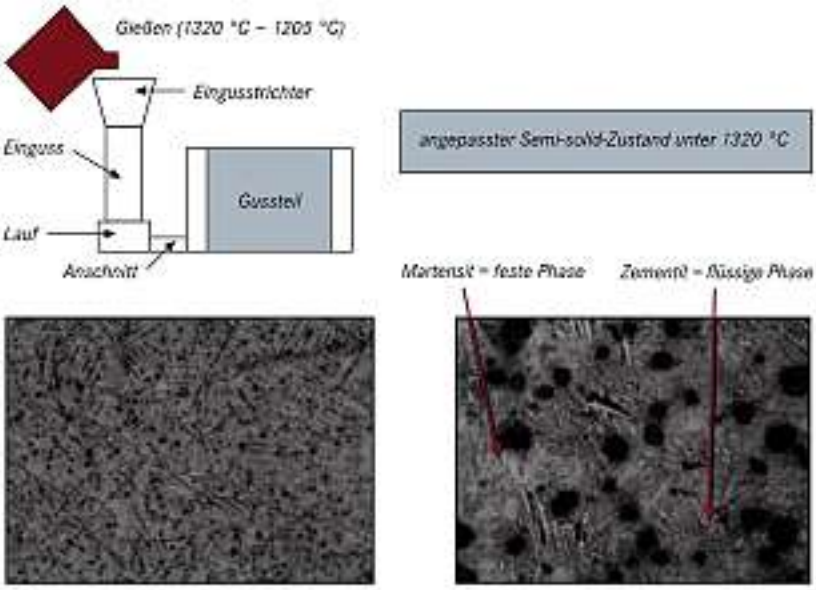


Bild 5: Kontrolle des Semisolid-Zustandes beim TCSSM-Verfahren

Das in **Bild 5** dargestellte Gefüge bestätigt das Vorhandensein der festen Phase im Eingusskanal des Anschnittsystems. Das bei 1400 °C gegossene und in Wasser abgeschreckte Gefüge besteht zu nahezu 100 % aus Zementit, ohne Anzeichen auf ein Vorhandensein fester Phase während des Gießens. Im Vergleich dazu weist das bei 1320 °C gegossene und in Wasser abgeschreckte Gefüge einen bestimmten Martensitanteil auf, was auf eine feste Phase während des Gießvorgangs hindeutet. Damit ist belegt, dass das Gießen bei niedrigeren Temperaturen die feste Phase verlagert.

Bei einer Ausbringung von über 96 % gutem Guss wurden mehrere Gussstücke in fehlerfreiem Zustand ohne Speiser hergestellt. Bei dem in **Bild 6** gezeigten Anschlussstück wurde durch Reduzierung der Dicke auf ein Minimum eine Gewichtseinsparung von über 50 % erzielt. Bei Turbogehäusen mit einem hohen Si-Mo-Anteil wurden fehlerfreie Gussteile ohne Speiser nach dem TCSSM-Verfahren hergestellt. Im Vergleich dazu wurde bei der Herstellung nach dem konventionellen Lost-Foam-Prozess mit Speiser im dickwandigen Bereich Schwindung festgestellt.

Es wurde die mögliche Kosteneinsparung durch die Anwendung des TCSSM-Verfahrens bei einer Jahresproduktion von 100 000 t untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass ca. 10 % Kosteneinsparung realisiert werden können. Ferner betrug die Reduzierung bei Elektroenergie und der Erzeugung von CO_2-Gas über 60 %.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass das TCSSM-Verfahren dem konventionellen Sandformguss in vielfacher Weise überlegen ist, so bei der Energieeinsparung, hinsichtlich der Vereinfachung des Gießprozesses, der Qualitätsverbesserung und der Kosteneinsparung. Während der dreijährigen Entwicklung kamen neue Möglichkeiten der Vakuumsteuerung, der Gestaltung des Anschnitts, der Konstruktion sowie der Schlichtung von Form und Modell zum Einsatz und wurden weiter entwickelt. Die Untersuchungen müssen mit dem Ziel der weiteren Verbesserung der Genauigkeit, der Steigerung der Produktionsleistung und der Erweiterung der Einsatzbereiche der Teile fortgeführt werden. Im Ergebnis wird das TCSSM-Verfahren am Anfang einer neuen Etappe in der Gießertechnologie stehen.

Lost-Foam-Modell

gegossener Rohrfitting

Herkömmliches Gießverfahren (Grünsand)		
Abmessung in in	10	8
Dicke in mm	12	9
Gewicht in kg	25	14

- Modell und Anschnitt: großer Kern, 6 Speiser
- Nachbearbeitung: Entgraten, Bearbeitung von Flansch und 12 Bohrungen

TCSSM		
Abmessung	10	8
Dicke	5	3,5
Gewicht	12	6

- Modell und Anschnitt: kein Kern, kein Speiser
- Nachbearbeitung: entfällt komplett

Bild 6: Herstellung von großen Rohrfittingen

voestalpine
GIESSEREI TRAISEN GMBH

Der Einsatz exothermer Speiser mit komprimierbarem Metallbrechkern im Großserien-Eisenguss für den Fahrzeugbau

Seyfi Degirmenci, Componenta Döktas A.S., Bursa/Türkei

Döktas ist eine Maschinenformgießerei für Großserien-Eisenguss. Das Unternehmen fertigt Gussteile aus verschiedenen Qualitäten von Gusseisen mit Lamellen- und Kugelgraphit für die Automobilindustrie.

Der Einsatz spezieller Speisersysteme ermöglicht eine höhere Produktionsleistung und führt in der Folge zu einem reduzierten Putz- und Schleifbedarf aufgrund kleinerer Kontaktflächen. Um weitere Verbesserungen in den Bereichen Ausbringen und Gussputzen zu erzielen, wurde in stärkerem Maße auf hoch exotherme Punktspeisersysteme umgestellt, die als Kopfspeiser direkt über kritischen, schwer zugänglichen Bereichen angebracht werden. Während der letzten 18 Monate hat der Einsatz exothermer Speiser mit komprimierbarem Metallbrechkern zu weiteren Verbesserungen in der Speiserleistung und Speisung schwer zugänglicher Bereiche geführt. Die Feedex K-Technologie wurde von Foseco Ltd. entwickelt und besteht aus einem hoch exothermen Speisereinsatz mit einem komprimierbaren Metallbrechkern. Dieses System hat direkten Kontakt zur Modellplatte und wird auf einem festen Dorn platziert. Während des Formprozesses fließt der Sand um den Metallbrechkern und unter den Speisereinsatz. Beim Verdichten wird der speziell konstruierte Metallbrechkern und dadurch auch der Sand zwischen Kern und Modellplatte zusammengepresst. Hierdurch wird der Sand unter dem Speiser optimal verdichtet.

Durch den geringen Platzbedarf des Metallbrechkerns kann das Feedex-VSK-System auch an solchen Stellen platziert werden, die zuvor für eine Speisung von oben nicht erreichbar waren, wie z. B. bei Kantenprofilen oder Überhängen, bzw. in solchen Bereichen, in denen konventionelle Minispeiser aus Platzgründen nicht angebracht werden können. Die Zerfallseigenschaften des Metallbrechkerns ermöglichen eine hervorragende Sandverdichtung unter dem Speisereinsatz, wodurch der „Schatteneffekt" umgangen und die ungenügende Verdichtung, die oftmals bei solchen Anwendungen auftritt, vermieden wird.

Die Kontaktfläche ist so gering, dass der Restspeiser oftmals bereits beim Ausleeren und Ausformen abgetrennt wird. Die Abbruchfläche, die der Speiser erzeugt, liegt in etwa auf der Höhe der Gussfläche sowie innerhalb der Bearbeitungstoleranzen, sodass auf nachfolgende Schleifarbeiten verzichtet werden kann.

Nachfolgend wird beschrieben, in welchen Fällen die Metallbruchkerntechnologie angewandt wurde, um einige der Probleme, die zuvor bei solchen Gussstücken auftraten, zu beseitigen.

Seitliches Achsgehäuse DT 2947: Das ursprüngliche Speisersystem bestand aus 2 x 8/11 + 2 x 9/12 + 2 x 10/13 Exo/Iso-Speisereinsätzen als Seitenspeiser. Dies führte jedoch stets zu Lunkerporosität in dem kleinen Flansch und dem einzelnen Auge an der Seite des Gussteils. Durch Anbringen von zwei Speisern Feedex VSK 240/33 am Flansch sowie 2 x Feedex VSK 100/33 direkt am Auge als Kopfspeiser konnte die Schwindungsporosität in diesen Bereichen beseitigt werden.

Achsgehäuse DT 1146: Kritische Bereiche sind die seitlichen „Augen", die lunkerfrei und möglichst plan sein müssen, da Parallelität ein wichtiges Kriterium ist. Durch marktübliche Speiser mit Brechkern konnte die Einhaltung dieser Anforderung nicht garantiert werden. VSK-Speiser mit Kompressionstechnik verbessern diese Situation und führen zu einer sehr kleinen Kontaktfläche, wodurch minimaler Putzbedarf entsteht.

Seitliches Achsgehäuse DT 2909: Hier lag das Problem in der Lunkerporosität, die durch Seitenspeiser am Flansch nicht beseitigt werden konnte. Minispeiser vom V-Typ wurden auf den Flansch aufgesetzt, wodurch zwar das Lunkerproblem gelöst wurde, aber Schwierigkeiten bei der Positionierung des Speisereinsatzes auf dem Formkasten entstanden. Beim Entfernen des Sandes von der Kastenoberseite kam es zum Kontakt mit den Abstreifern, wodurch der Speiser beschädigt wurde. Das Problem wurde durch Einsatz eines VSK-Speisers mit komprimierbarem Kern gelöst. Außerdem wurden zwei Feedex VSK-Speiser auf dem Gussteil über schweren Abschnitten angebracht, um die Lunkerbildung in diesen Bereichen zu steuern.

Achsbrücke DT 273: Das Problem bestand im Entfernen der Aufstandsfläche an den äußeren Flanschen und im Putzen des Kopfspeiseransatzes, wo übliche 8/11-Speisereinsätze mit konventionellem Brechkern eingesetzt wurden. Die Flanschspeiser wurden durch Feedex VSK 134/33-Speiser ersetzt, wodurch sich die Aufstandsfläche und somit der Putzaufwand verringerte. Die Kopfspeiser wurden durch Feedex VSK 283/33-Speiser mit komprimierbarem Metallbrechkern ersetzt. Hierdurch entfällt gänzlich der Putzvorgang, der beim traditionellen System stets erforderlich war.

Zusammenfassend ist zu sagen, dass der neue Speiser mit komprimierbarem Metallbrechkern eine Reihe von Merkmalen aufweist, die der Gießerei wesentliche Vorteile bringen:

- Widersteht höchsten Pressdrücken beim Abformen;
- hervorragende Sandverdichtung unterhalb des Speisers;
- kein Kontakt von exothermer Masse mit dem Gussteil;
- sehr kleine Aufstandsfläche auf dem Gussstück;
- gleichmäßiges Abschlagen von Restspeisern;
- minimale Abbruchfläche verbleibt auf dem Gussstück;
- kann in kleinsten Bereichen eingesetzt werden;
- erhältlich für dünnwandige und dickwandige Anwendungsbereiche mit verbessertem Speisungsvolumen.

60 Jahre Gusseisen mit Kugelgrapfit – Call for Papers

2008 Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron

Co-sponsored by the Ductile Iron Society and the American Foundry Society

October 20 – 22, 2008, The Orleans Hotel & Casino, Las Vegas, NV, USA

Deadline for Abstracts: 1-February 2008, Deadline for Papers: 1-May 2008

The Ductile Iron Society in conjunction with the American Foundry Society announces a call for papers for the 2008 Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron. The topics of interest for this conference include, but are not limited to:

● Applications of Ductile Iron and Austempered Ductile Iron ● Treatment and Inoculation Methods ● Special Processing of Ductile Iron ● Test Methods ● Compacted Graphite Iron

Abstracts should be submitted as a Microsoft Word document with a maximum of 200 words to khayrynen@appliedprocess.com by 1-Feb 2008. Although desired, abstracts are not required.

All paper submissions must follow the approved conference format available at www.ductile.org or from the Programming Chair. Papers that do not follow the conference template will not be accepted.

Programming Chair: Kathy L. Hayrynen, PhD, FASM, Applied Process Inc., khayrynen@appliedprocess.com

Korrosionsbeständigkeit von Gießmassen für Induktionsrinnenöfen in Eisengießereien

Jérôme Soudier), Lionel Ronsoux, Calderys Central Research Department, St. Quentin Fallavier/Frankreich*

Die Korrosion von Feuerfestmaterial im Betrieb ist eine komplexe Erscheinung mit einer Vielzahl von Ursachen und Abläufen. Daher sind Aussagen zur Korrosionsbeständigkeit und damit zur Auswahl eines bestimmten Produktes für eine bestimmte Anwendung schwierig. Einen möglichen Weg zur Klärung der chemischen Korrosionsvorgänge und zur Bestimmung der Eigenschaften von Gießmasse und Schlacke, der wichtige Hinweise für die Auswahl von geeignetem Feuerfestmaterial geben kann, bietet Gleichung (1) für die Geschwindigkeit des Übergangs eines bestimmten Feuersfestmaterials in flüssige Schlacke (**Bild 7**).

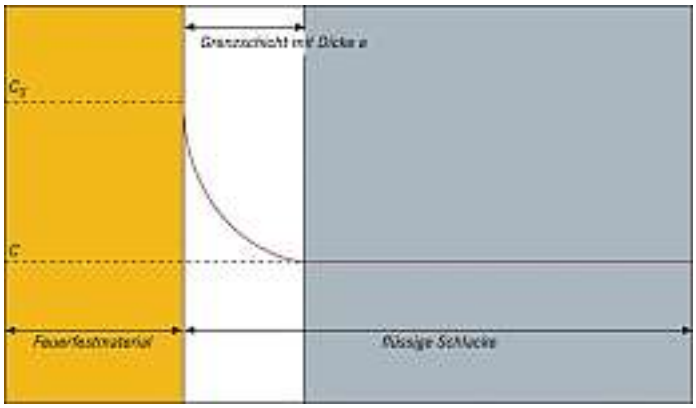


Bild 7: Konfiguration der Schnittstelle Feuerfestmaterial/Schlacke

$$SpD = dn/dt = D \cdot A\,(Cs - C)/e \qquad (1)$$

SpD Auflösungsgeschwindigkeit der Masse
t Zeit
C Konzentration der untersuchten Masse in der Schlacke zum Zeitpunkt t
Cs Konzentration der untersuchten Masse bei Erreichen des Sättigungspunktes der Masse in der Schmelze
Cs – C Sättigungslücke
D Diffusionskoeffizient der Masse in Schlacke
A Grenzfläche Masse/Schlacke
e Dicke der Grenzschicht

Bei der Betrachtung der einzelnen Parameter dieser Beziehung kann Folgendes formuliert werden:

- D steht im direkten Verhältnis zur Temperatur T, damit erhöht sich Sp mit T.
- A ist die tatsächliche Kontaktfläche zwischen Schlacke und Feuerfestmaterial. Damit wird SpD direkt durch die Infiltrationsleistung der Schlacke beeinflusst. Zu untersuchende Parameter sind Porosität, Kapillarstruktur der Gießmasse sowie Viskosität bzw. Benetzbarkeit der Schlacke.
- Cs – C ist die Triebkraft für den Auflösungsvorgang. Bei einfachen Systemen ist diese Größe unschwer zu bestimmen, bei komplexen Systemen von Gießmassen und Schlacken ist die Bestimmung weitaus schwieriger.
- e ist eine Funktion der Viskosität der Schlacke (d. h. der Temperatur) und des Durchwirbelungsgrades, der praktisch kaum bestimmbar ist.

Damit ist klar, dass Aussagen zur Korrosionsbeständigkeit verschiedener Gießmassen für eine bestimmte Anwendung durch Bewertung der Korrosionsgeschwindigkeit nicht einfach zu gewinnen sind, da nicht alle für die Beschreibung des Systems Feuerfestmaterial/Schlacke/Betriebsbedingungen erforderlichen Daten erfasst werden können. Dabei unterliegen sie noch bestimmten Einschränkungen, da thermodynamische Erscheinungen nicht berücksichtigt werden (Temperaturwechsel, mechanische Belastung, etc.).

Ziel der Untersuchungen war es, verschiedene einfache Möglichkeiten für eine erste Bewertung der Korrosionsbeständigkeit von Gießmassen zu finden. Es wurden Hinweise zu den zu beachtenden Eigenschaften von Gießmassen, Schlacken und Systemen Gießmasse/Schlacke für eine erste Auswahl bzw. Festlegung einer Rangfolge für die Auswahl der geeigneten Gießmasse herausgearbeitet.

Bei den Gießmassen ist die Feuerfestigkeit einer der wichtigsten zu betrachtenden Parameter. Diese kann auf unterschiedliche Weise untersucht werden. Eine der einfachsten und raschesten Möglichkeiten ist die Bestimmung der Liquidustemperatur der Gießmassenmatrix (Fraktion < 100 µm) in einem Dreistoffsystem, das die Anwendung des ternären Phasendiagramms gestattet.

Der Infiltrationswiderstand bzw. das Infiltrationsverhalten ist bei den Gießmassen ein weiterer wichtiger Parameter. Es wurde bereits festgestellt, dass die Infiltration der Schlacke in das Feuerfestprodukt eine Erscheinung von großer Bedeutung ist. Die Infiltration von Flüssigkeit in ein Feuerfestprodukt kann – wie in **Bild 8** dargestellt – in zwei Hauptfälle eingeteilt werden: Infiltration einer Benetzungsflüssigkeit in ein Kapillarsystem (z. B. die Schlacke im oberen Bereich des Rinnenofenbades) bzw. Penetration von nicht benetzender Flüssigkeit unter Druck (z. B. Eisen am Gefäßboden). Bei der Betrachtung der Parameter für die Abhängigkeit der Infiltrationstiefe von der Zeit wird klar, dass nur der Äquivalentradius Re eine direkte physikalische Einflussgröße der Gießmasse ist, die bei der Auswahl der Gießmasse bzw. der Aufstellung einer Rangfolge zu beachten ist. Die Bestimmung von Re erfolgt nach einer einfachen Methode durch Messung der Infiltrationstiefe von Öl mit bekannter Rheologie (diese sollte möglichst genau den erwarteten physikalischen Eigenschaften der Schlacken bei Betriebstemperatur entsprechen) bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Zeit. Damit erhält man die Infiltrationsgeschwindigkeit, die Werte von Re sowie die bestehende Gesamtporosität der untersuchten Gießmassen nach Behandlung bei Betriebstemperatur. Die Re-Werte einer bestimmten Gießmasse ändern sich mit der Behandlungstemperatur und der Zeit, ebenso ändert sich die Kapillarstruktur mit der Sinterzeit. Dies ist insbesondere der Fall bei Gießmasse mit Silicastaub, welcher nach längerer Sinterzeit zum Verschluss der Poren, zur Änderung ihres Verlaufes und damit zur drastischen Reduzierung der Infiltrationsgeschwindigkeit führt.

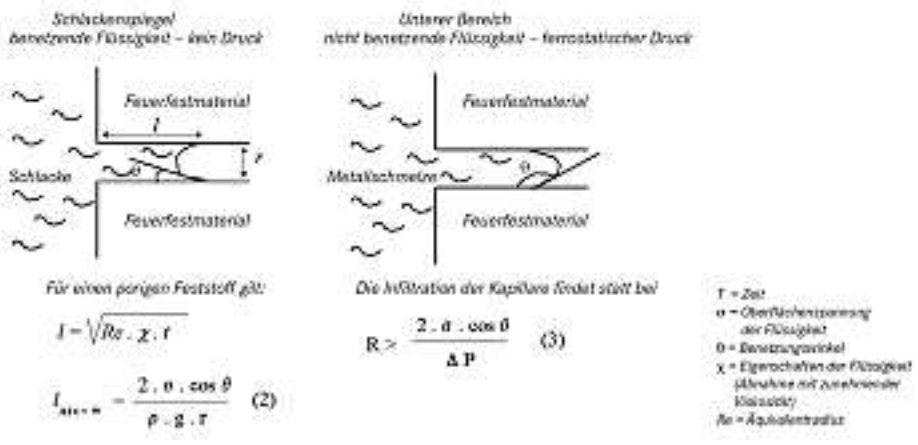


Bild 8: Infiltrationsprozess für Schlacke/Eisen

*) Vortragender

Bei den Schlacken ist bezüglich der zu lösenden Aufgabe die Schlackenviskosität eine der wichtigsten Eigenschaften, die nur schwer zu bestimmen ist. Zudem enthalten Datenbanken keine Angaben über komplexe Schlackenzusammensetzungen. Eine Möglichkeit zu ersten Aussagen und zur Festlegung einer Rangfolge für die Schlackenkonsistenz als Funktion der Temperatur zu gelangen, ist die Bestimmung der Verformung und der Fließtemperatur mit Hilfe der Erhitzungsmikroskopie. Die Rangordnung bezüglich der Fähigkeit der Schlacke zur Infiltration von Gießmasse (d. h. die Rangfolge nach Viskosität) lässt sich durch Einbeziehung potentieller Veränderungen der Schlacke während der Infiltration des Feuerfestmaterials (Veränderung infolge Temperaturabfall als Funktion der Infiltrationstiefe bzw. Veränderungen der chemischen Zusammensetzung infolge Auflösung der Feuerfestkomponenten) weiter präzisieren. Untersuchungen modifizierter Schlacken (z. B. Schlacke mit erhöhten Anteilen an Mn-Oxiden bzw. SiO_2, MgO, Cr_2O_3 etc.) lieferten erste Erkenntnisse zu Veränderungen der Schlackenviskosität als mögliche Folge von Prozessveränderungen (z. B. Erhöhung des Anteils an Mn-Oxiden in der Schlacke infolge von Veränderungen der Qualität der Schmelze) oder des Inlösunggehens von Feuerfestmasse (SiO_2, MgO bzw. Cr_2O_3 aus Zusätzen in der Gießmasse) während der Penetration der Schlacke.

Bei der Beschreibung des Systems Gießmasse/Schlacke ist, wie bereits festgestellt, die Sättigungslücke von Cs – C ein wichtiger Parameter. Sie ist die Steuerungsgröße für die Auflösungsgeschwindigkeit. Diese Größe ist nur mit Hilfe hoch entwickelter Berechnungsmethoden für thermodynamische Zustände ermittelbar. Sie beschreibt jedoch nur das Verhalten einzelner Feuerfestkomponenten, nicht aber das globale Verhalten des Feuerfestprodukts. Daher werden nachfolgend verschiedene mit einfacheren Mitteln zu bestimmende Eigenschaften des Systems Feuerfestmaterial/Schlacke genannt, die ein realistisches Gesamtbild der „chemischen Kompatibilität" der Systeme ergeben und damit die Erstellung einer ersten Rangfolge der Gießmassen ermöglichen.

Feuerfestigkeit des Systems Schlacke/Matrix: Die Zusammensetzung dieses Systems kann annähernd mit der Hypothese beschrieben werden, die besagt, dass sich die gesamte Porosität der Gießmasse in der Matrix befindet und 100 % der Porosität durch Schlacke infiltriert wird. Die Bestimmung der Feuerfestigkeit erfolgt durch Bestimmung der Liquidustemperatur dieser Zusammensetzung und der bei 1600 °C in einem ternären Phasendiagramm vorhandenen Phasen, insbesondere der Größe der festen Restphase. Für die Festlegung der Rangfolge der Gießmassen sind damit der höchste Prozentsatz an verbleibender Festphase und die höchste Solidustemperatur von Bedeutung.

Chemische Kompatibilität des Systems Schlacke/Matrix: Eine erste grobe Rangfolge der sich aus der Bestimmung der Feuerfestigkeitsbetrachtung ergeben hat, kann durch Beachtung des Vorhandenseins weiterer Schlackeoxide (z. B. Fe- oder Mn-Oxide) oder Alkalien oder spezieller Zusätze in Gießmassen (z. B. MgO) präzisiert werden. Diese Präzisierung kann mit Hilfe von Basisinformationen aus binären Zustandsdiagrammen wie eutektische Temperatur (wenn vorhanden) und Sättigungszusammensetzung einer bestimmten Gießmasse (MgO aus Al_2O_3.MgO-Spinell, Cr_2O_3, etc.) für die betreffende Schlackekomponente durchgeführt werden. Die höchste Kompatibilität wird für Systeme mit der höchsten eutektischen Temperatur und der niedrigsten Sättigungskonzentration angenommen.

Azidität/Basizität von Schlacken und Gießmassen: Eine weitere Möglichkeit zur Erstellung einer Rangfolge von Gießmassen bzw. zur Präzisierung einer nach den vorstehenden Methoden bereits erstellten Folge besteht in der Bestimmung des Aziditäts- bzw. Basizitätsindex mit Hilfe der bekannten Gleichung 2 (Basizitäsindex) für Schlacke und Feuerfestmatrix:

$$B = ([CaO]+[MgO]+[FeO]+[MnO])/([SiO_2]+[TiO_2]+[P_2O_5])$$

vereinfacht:

$$B = ([CaO]+[MgO])/[SiO_2] \qquad (2)$$

Die Rangreihenfolge würde in diesem Fall nach den einander nächstliegenden Indizes festgelegt werden, wobei nach Möglichkeit die Verwendung der am stärksten basischen Gießmassen mit hoch sauren Schlacken und umgekehrt zu vermeiden ist.

Mit Hilfe dieser einfachen Vergleichsmethoden und der einfachsten Methode aus dem zuletzt behandelten Punkt können falsche und folgenschwere Entscheidungen, wie z. B. Al_2O_3.MgO-Spinell-haltige Produkte (basisch) für Anwendungen mit hoch sauren Schlacken, vermieden werden.

Bei einem Mindestmaß an Kenntnissen zu den Abbaumechanismen im Ofen und zum Gießen können mit Hilfe dieser einfachen Methoden Fehler bei der Auswahl der Gießmasse vermieden bzw. eine einfachere Lösung zur Verbesserung der Leistung des Feuerfestmaterials gefunden werden. So bietet die Bestimmung des Infiltrationswiderstands der Gießmasse und insbesondere der Infiltrationsgeschwindigkeit eine Lösung, wenn es um das Problem eines hohen Verschleißes durch Abplatzen der Feuerfestausmauerung infolge hoher Infiltrationsgeschwindigkeit in Kombination mit dem Temperaturwechsel geht. Der Temperaturwechsel selbst kann als Folge des Prozesses kaum positiv beeinflusst werden. Die Reduzierung der In-

+GF+ GEORG FISCHER AUTOMOTIVE

MOBILITY – Wir machen
Ihre Fahrt angenehm und sicher

Georg Fischer GmbH & Co KG
8934 Altenmarkt/Österreich
www.automotive.georgfischer.com

filtrationstiefe der Schlacke zwischen zwei Temperaturzyklen verringert die Dicke der mit Schlacke infiltrierten Schicht, wobei es infolge des unterschiedlichen Wärmedehnungsverhaltens der infiltrierten Bereiche zu Abplatzungen kommt. Dieses Problem lässt sich z. B. durch Verwendung einer Gießmasse mit niedrigem Re lösen, ebenso aber auch durch eine Gießmasse mit Zusätzen, welche zu einer starken Erhöhung der Viskosität der eindringenden Schlacke für die ersten Millimeter Eindringtiefe führen. Bei saurer Schlacke wiederum können diese Zusätze SiO_2, Cr_2O_3, keinesfalls aber MgO aus Al_2O_3.MgO-Spinell sein, was zu einer Reduzierung der Viskosität der eindringenden Schlacke und damit zur Erhöhung der Penetrationsgeschwindigkeit führen würde.

Kokseinsparung im Kupolofenbetrieb

Michael Lemperle, Küttner GmbH & Co. K, Essen

Der Koksverbrauch von Kupolöfen ist nach wie vor ein viel diskutiertes Thema. Ein hoher spezifischer Koksverbrauch reduziert die Schmelzleistung und steigert die Kosten. Ältere Studien konzentrierten sich insbesondere auf die Eigenschaften der diversen eingesetzten Kokssorten. Heute sind sich alle Betreiber darüber einig, dass grobkörniger Gießereikoks mit niedriger Reaktionsfähigkeit die besten Ergebnisse liefert. Leider ist eine solche ideale Kokssorte nicht immer verfügbar, jedenfalls nicht zu vertretbaren Preisen. Die Gießereitechnik sah sich daher veranlasst, nach preiswerteren Alternativen zum Gießereikoks zu suchen. Hochofenkoks, Anthrazit, Formkoks und sogar Erdgas wurden eingesetzt, um einen Teil des kostspieligen Gießereikokses zu ersetzen. Diese Alternativen konnten jedoch im Hinblick auf einen reibungslosen Betriebsablauf bzw. hinsichtlich der Wirtschaftlichkeit nicht wirklich überzeugen. Vielfach wurde berichtet, dass die Kosteneinsparung mit dem alternativen Betriebsstoff durch einen entsprechend höheren Verbrauch wieder ausgeglichen wurde. Außerdem wird der spezifische Koksverbrauch noch von anderen Faktoren beeinflusst, die nicht immer klar sind bzw. berücksichtigt werden.

Feuchte, Aschegehalt und Aschenzusammensetzung des Kokses: Es liegt auf der Hand, dass sich der Koksverbrauch durch hohe Feuchtigkeit und hohen Aschegehalt erhöht, weil der Energieträger Kohlenstoff entsprechend reduziert wird. Insbesondere der Wassergehalt des Kokses sollte von Zeit zu Zeit gemessen werden, um sicherzustellen, dass ein unerwartet hoher Koksverbrauch auf erhöhte Feuchtigkeit im Koks zurückzuführen ist. Koksasche enthält vor allem Kieselsäure und Tonerde und reagiert daher stark sauer. Je höher der SiO_2/CaO-Anteil ist, desto mehr Kalkstein muss beigegeben werden, um die erforderliche Basizität zu gewährleisten. Die Zugabe von Kalkstein wiederum erhöht den Koksverbrauch durch einen höheren Schlackenanteil und die Umwandlung von Kalkstein in Kalk und CO_2 gemäß $CaCO_3 \rightarrow CaO + CO_2$, wofür Energie benötigt wird.

Neben den Kokseigenschaften wird der Koksverbrauch auch noch von anderen Faktoren beeinflusst.

Äquivalente Sauerstoffanreicherung: Wird die Windmenge reduziert und 20 % der entzogenen Menge durch reinen Sauerstoff ersetzt, verändert sich die in den Ofen eingebrachte Gesamtsauerstoffmenge nicht. Wegen des Verhältnisses Schmelzleistung = Konst. x Gesamt-O_2 ändert sich die Schmelzleistung durch die äquivalente Sauerstoffanreicherung nicht. In der Folge steigt aber die Eisentemperatur, weil weniger Stickstoff erhitzt werden muss. Dadurch wird eine Kokseinsparung zwischen 10 und 15 % je 2 % äquivalenter Sauerstoffanreicherung erzielt und die Temperatur auf den Ursprungswert reduziert.

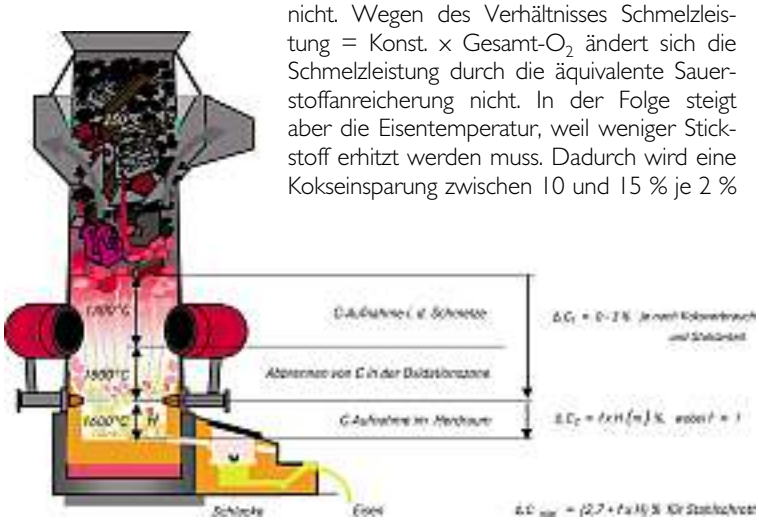


Bild 9: Kohlenstoffaufnahme im Kupolofen

Wärmeverlust durch Mantelkühlung: Beispiel: futterloser Kupolofen, Schmelzkapazität 30 t/h. 100 m^3/h Kühlwasser mit einem typischen ΔT von 15 °C für einen futterlosen Kupolofen bedeutet einen Wärmeverlust von 100 m^3/h x 15 °C x 4180 kJ/m^3 °C = 6300 MJ/h. Dies entspricht ca. 220 kg/h Koks mit einem Brennwert von 29 MJ/kg und ist vergleichbar mit einem Kupolofen mit Feuerfestauskleidung und einer Schmelzkapazität von 30 t/h. 100 m^3/h Kühlwasser mit einem typischen ΔT von 3 °C verringern den Koksverlust auf 44 kg/h. Kokseinsparung: 220 kg – 44 kg = 176 kg Koks/Stunde.

Kokseinsparung durch vergrößerten Herdraum (**Bild 9**): Eine höhere Kohlenstoffaufnahme wird oft durch eine höhere Beschickung mit Koks ausgeglichen. Diese Vorgehensweise erhöht jedoch den Koksverbrauch, da ein höheres Koksbett gebildet wird und auch folglich mehr CO entsteht. Wird eine höhere Kohlenstoffaufnahme benötigt, wird daher empfohlen, den Abstand zwischen den Düsen und dem Ofenboden zu vergrößern.

Heißwind: Durch eine Erhöhung der Heißwindtemperatur um 100 °C können etwa 1,4 % Koks eingespart werden. Heute sind Metallrekuperatoren für Heißwind bis zu Temperaturen von 750 °C auf dem Markt. Durch Windtrocknung kann etwa 1 % Koks eingespart werden.

Oxidations- und Reduktionsreaktionen: Legierungsmittel wie Ferrosilizium (FeSi), Siliziumcarbid (SiC) und Ferromangan (FeMn) werden leider bis zu einem gewissen Grad abgebrannt und bilden SiO_2 und MnO_2, welche über die Schlacke verloren gehen. Es wird jedoch während dieser Abbrennreaktionen sehr viel Wärme frei, wodurch ebenfalls Koks eingespart wird, wenn auch zu hohen Kosten. Dies erklärt den sehr niedrigen Koksverbrauch, den manche Betreiber geltend machen. Besondere Vorteile bietet minderwertiges SiC mit einem höheren Kohlenstoffanteil. Dieses Material ist als Briketts preiswerter erhältlich und dient als Koksersatz. Durch die Reduktion von Eisenoxiden auf der Schrottoberfläche und die Reduktion von SiO_2 in der Koksasche wird viel Wärme verbraucht, die durch zusätzliche Koksmengen ausgeglichen werden muss. Um dem entgegenzuwirken, sollte der Einsatz von rostigem und kleinformatigem Schrott mit einer hohen spezifischen Oberfläche vermieden werden.

Vorwärmzone: Ein Vorwärmen der Schrottcharge auf Schmelztemperatur muss über dem Koksbett erfolgen. Demnach muss die Höhe des Ofenschachtes entsprechend der Größe und Zusammensetzung der zu verarbeitenden metallischen Zuschlagstoffe ausgelegt werden. Vor allem bei großformatigem Stahlschrott besteht die Gefahr, dass in einem kurzen Schacht, der für kleinen Schredder-Schrott, Roheisen und Kreislaufmaterial ausgelegt ist, nicht die erforderliche Schmelztemperatur erreicht wird. In diesem Fall herrscht im Herdraum ein Temperaturdefizit, das durch zusätzlichen Koks ausgeglichen werden muss.

Literatur:

[1] Journal of Japan Foundrymen's Society 73 (2001), S. 436-440.
[2] Gidaspow, D.: Multiphase flow and fluidization: Academic Press, Inc., 1994.

Die Vortragskurzfassungen wurden uns in dankenswerter Weise von der Redaktion der GIESSEREI, VDG Düsseldorf, zur Verfügung gestellt.

Als Technologie- und Marktführer in Europa mit 13 Standorten und rund 5.800 Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern weltweit sind wir eine der ersten Adressen für gegossene Komponenten und Systeme von Personenwagen und Nutzfahrzeugen. In enger Zusammenarbeit mit unseren global agierenden Kunden arbeiten wir an der Zukunft des Automobils.

Entwickeln Sie mit uns gemeinsam die Zukunft

Wirken Sie mit beim weiteren Ausbau unserer Marktposition, an der Internationalisierung unseres Geschäfts sowie an der Weiterentwicklung von Technologie und Know-how. Wir wünschen uns Menschen, die Lust haben, in einem spannenden Umfeld kreativ und mit Engagement interessante Aufgaben zu übernehmen.

Werkstoff- & Prozessentwickler/in

Sie unterstützen uns bei:
- Entwicklung von Neuteilen und Werkstoffen im Bereich Eisenguss
- Leitung von Projekten
- Fachlichen Unterstützung der Verkaufsabteilung (zB Präsentationen beim Kunden)
- Beratung der Produktion bei werkstoffwissenschaftlichen Fragestellungen Verfahrensentwicklung, Schadensanalyse, ec.)

Sie haben:
- Ein Studium der Technik (Werkstoffwissenschaften, Metallurgie oder Maschinenbau / Physik mit Vertiefungsfach Werkstoffkunde)
- Projektmanagement-Kenntnisse
- Idealerweise einschlägige Berufserfahrung
- Englisch-Kenntnisse in Wort und Schrift

Gießereiingenieur/in

Sie unterstützen uns bei:
- Entwicklung und Sicherstellung der Produktionsprozesse:
  - Anschnitt- und Speisertechnik
  - Sonderwerkstoffe
- Weiterentwicklung unseres Produkt und Prozess-Know-how's
- Mitwirkung in der technischen Verbesserung im Werkzeug- und Produktionsmittelbereich
- Mitwirkung bei der ständigen Weiterentwicklung des Fachwissens der Produktions-Mitarbeiter/innen

Sie haben:
- Ein Studium der Technik (Werkstoffwissenschaften, Metallurgie oder Maschinenbau / Physik mit Vertiefungsfach Werkstoffkunde)
- Spezielles Fachwissen im Bereich Gießerei- u. Verfahrenstechnik
- Einschlägige Berufserfahrung (idealerweise im Gießereisektor, Anschnitt- und Speisertechnik)

Projektmanager/in

Sie unterstützen uns bei:
- Entwicklung von Neuteilen von der Konstruktion bis hin zur Serienreife
- Erstellung von Kalkulationen unter Beachtung der technischen und wirtschaftlichen Machbarkeit
- Leitung von Projekten von der Planung bis zur Umsetzung
- Betreuung von Serienänderungen
- Verfahrens- und Prozessentwicklung
- Qualitätsvorausplanung (ISO TS 16949:2002)

Sie haben:
- Technische Ausbildung (HTL, FH, TU o. ä.)
- Projektmanagement-Ausbildung
- Einschlägige Berufserfahrung (idealerweise im Automotive Bereich)
- Englisch fließend
- Idealerweise spezielles Fachwissen im Bereich Gießerei- u. Verfahrenstechnik

Für alle Positionen gilt: Wir suchen Spezialisten, die auch Erfahrung in projektorientiertem Arbeiten mit einem hohen Maß an Selbstständigkeit haben sowie Ihre Stärken in der Kommunikation und Teamfähigkeit sehen. Wir bieten Ihnen eine abwechslungsreiche Tätigkeit verbunden mit einer exzellenten fachlichen Unterstützung und einem attraktiven Gehalt.

Haben wir Ihre Interesse geweckt? Informieren Sie sich bei Frau Martina Schlatzer unter 0043 (0)2782 800 25 31 oder bewerben sich schriftlich per E-Mail (personal.he.au@georgfischer.com) oder per Post an:

Georg Fischer Automobilguss AG
Postfach 23, A-3130 Herzogenburg
www.automotive.georgfischer.com

+GF+ GEORG FISCHER AUTOMOTIVE

44. Gießerei-Tagung der Tschechischen Gießer in Brünn

Am 16. und 17. Oktober 2007 hielt die Czech Foundrymen Society CFS zusammen mit der Faculty of Mechanical Engineering und dem Department of Foundry Engineering der TU Brünn sowie der Association of Foundries of the Czech Republic ihre 44. Gießereitagung ab. Die mit einer informativen Ausstellung von 38 Zulieferern und Gießerei-Dienstleistern verbundene Tagung fand wieder im Continental Hotel der tschechischen Metallurgie-Hauptstadt Brünn statt. CFS-Vizepräsident Doz. Dr.-Ing. Milan Horacek eröffnete die Veranstaltung mit einer Ehrung verdienter Persönlichkeiten.

Dr.-Ing. Milan Horacek, CFS-Vizepräsident, heißt die Teilnehmer willkommen und eröffnet die Tagung

Der erste Veranstaltungstag brachte 19 Vorträge (mit englischer Simultanübersetzung): 4 beschäftigten sich mit der Situation der tschechischen Gießerei-Industrie und der Mitarbeiterqualifikation, weitere 4 behandelten die Trends in der Gießerei-Technologie, es folgte ein Jubiläumsbeitrag, 5 kommerzielle Präsentationen und 5 Präsentationen aus Forschung und Wissenschaft.

Die Beiträge sind in der tschechischen Gießerei-Fachzeitschrift Slevarenstvi 10-11/2007 und auf einer CD-ROM in tschechischer Sprache veröffentlicht.

38 Zulieferfirmen präsentierten ihr Liefer- und Dienstleistungsangebot auf der begleitenden Ausstellung

Das dicht besetzte Auditorium mit Teilnehmern aus 8 Ländern.

Der zweite Veranstaltungstag bot am Vormittag10 kommerzielle Präsentationen der ausstellenden Firmen. Der Nachmittag war der „3rd International PhD Conference" gewidmet, auf der 28 junge engagierte Dissertanten in 15 min Statements in englischer Sprache über ihre Forschungsarbeiten berichteten. Es wurde ihnen damit die Gelegenheit geboten, ihre Forschungsergebnisse mit Kollegen, Wissenschaftlern und Praktikern zu diskutieren und ihre Fremdsprachenkenntnisse zu erproben. Die PhD-Referenten kamen aus Deutschland (3), Polen (3), der Slowakei (1), Slowenien (3), Tschechien (14) und Ungarn (4).

Es wurde über folgende Themen berichtet:

NE-Metall-Legierungen:

The influence of chemical composition and cooling conditions on the SDAS in Al-Si cylinder heads / The effect of different casting parameters on the relationship between castability and cooling conditions of Al-Si alloys / The kinetics of the precipitation of Al-Mg- and Al-Mg-Cu-alloys / Influence of heat treatment on the portion of eutectic phases in the Al-Si-Fe-Cu-alloy / Structure formation of AlSi11-ceramic particles composite cast in electromagnetic field / Optimizing the features of Al-melts of automotive industry castings / Characterisation of A356 alloy / The possibilities of using Mg-alloys for castings / Synthesis and analysis of rapidly solidified ribbons of copper alloys / Monitoring of proceeding and time of solidification of castings from zinc and its alloys to different types of the casting moulds

Simulation und Rapid Prototyping:

Simulation of casting deformation / Effect of filling patterns on casting quality / Simulation of mold filling process and solidification for skeleton castings / Comparison of rapid prototyping and investment casting technologies – a route to „Rapid Castings" / Manufacturing of wax patterns when using dies prepared by RP technology

Sand Mixtures

Monitoring of gassiness of molding and core mixtures / Polysialates as alternative binder of foundry sand mixtures / Sand reclamation of phenol-formaldehyde bonded mixtures / Composition of a cost model for preparation of molding mixtures in conditions of Czech foundries

Others

Non-destructive measurement of hardness on uneven casting surfaces / Avoidance of shrinkage porosity in ductile iron castings / Application of alternative slag diluents based on Al_2O_3 and CaO / Metal reoxydation during pouring into green sand molds / Economical evaluation of introduction of a new technology for preparation of a tundish for continuous steel casting / Cost problems regarding arc furnace lining / Cost analysis of selective set of melts processed in a ladle furnace aggregate / OVOTRAIN: A virtual aid in vocational and language training.

Die Vorträge der PhD-Konferenz sind als Vollbeiträge in englischer Sprache auf der CD-ROM der 44th Foundry Days enthalten und können von der CFS bezogen werden.

Die 44. Gießerei-Tagung der tschechischen Gießereifachleute war mit rd. 200 Teilnehmern aus 8 Ländern wieder gut besucht. 38 Zulieferfirmen nutzten die Gelegenheit zur Präsentation ihrer Produkte und Dienstleistungen.

Die tschechische Gießerei-Industrie mit insgesamt 146 Betrieben beschäftigte 24.405 Mitarbeiter im Jahre 2006.

Die produzierten Mengen waren: 377.188 t Grauguss, 82.490 t Gusseisen mit Kugelgrafit, 120.194 t Stahlguss und 113.290 t LM-Guss.

Kontaktadresse:

Ceska Slevarenska Spolecnost
(Czech Foundrymen Society CFS),
CZ-65734 Brno, Divadelni 6, p.s. 134
Tel./Fax: +420 542 214 481
E-Mail: slevarenska@volny.cz, www.slevarenska.cz

Veranstaltungskalender

Weiterbildung – Seminare – Tagungen – Kongresse – Messen

Der Verein Deutscher Gießereifachleute) bietet im 1. Halbjahr 2008 in seiner VDG-Akademie folgende Weiterbildungsmöglichkeiten an:

Datum: 2008	Ort:	Thema:
29./30.01.	Düsseldorf	Formherstellung mit Kaltharzsystemen (SE)
31.01./02.02.	Stuttgart	Grundlagen der Gießereitechnik (QL)
13./14.02.	Düsseldorf	Maschinelle Kernfertigung (SE)
14.02.	Mettmann	Kupolofen (MG)
21./23.02.	Duisburg	Grundlagen d. Gießereitechnik f. Aluminium-Gußwerkstoffe (QL)
28./29.02.	Düsseldorf	Grundlagen und Praxis der Sandaufbereitung u. –steuerung (QL)
28.02./01.03.	Schwelm	Erfolgreiches Führen – Teil 1 (WS)
28./29.02.	Heilbronn	Metallurgie und Schmelztechnik im Elektroofen (SE)
29.02./01.03.	Stuttgart	Kernmacherei (QL)
07./08.03.	Stuttgart	Schmelzen von Aluminium (QL)
11./12.03.	Düsseldorf	Fertigungskontrolle und Qualitätssicherung (QL)
13./14.03.	Düsseldorf	Allgemeine Verfahren der Werkstoffprüfung (SE)
03./05.04.	Duisburg	Grundlagen der Gießereitechnik (QL)
08./09.04.	Düsseldorf	BWL für Technische Führungskräfte in Gießereien – Teil 1 (SE)
10./11.04.	Düsseldorf	Metallographie für Eisengusswerkstoffe (SE)
11./12.04.	Stuttgart	Formherstellung bei Hand- u. Maschinen-Formverfahren (QL)
17./18.04.	Düsseldorf	Maschinentechnik, Anschnittsystem, Fomfüllung u. Erstarrung bei Druckguß (SE)
08./09.05.	Düsseldorf	Metallographie f. Aluminium-, Magnesium- u. Zink-Gußwerkstoffe (SE)
15./16.05.	Düsseldorf	Formfüllung, Erstarrung, Anschnitt- u. Speisertechnik bei Stahlguß (SE)
15./17.05.	Düsseldorf	Grundlagen der Gießereitechnik (QL)
28./29.05.	Heilbronn	Werkstoffkunde der Gusseisenwerkstoffe (SE)
30./31.05.	Duisburg	Schmelzbetrieb in Eisengießereien (QL)
04./05.06.	Heilbronn	Formfüllung, Erstarrung, Anschnitt- u. Speisertechnik bei Gusseisenwerkstoffen (SE)
06./07.06.	Stuttgart	Schmelzen von Kupfergusswerkstoffen (QL)
12./13.06.	Düsseldorf	Werkstoffkunde der Buntmetall-Gußwerkstoffe (SE)
17./18.06.	Düsseldorf	Maschinelle Formherstellung (SE)
19./20.06.	Düsseldorf	Chemisch gebundene Kerne und ihre Prüfverfahren (SE)
19./21.06.	Kassel ?	Erfolgreiches Führen – Teil 1 (WS)
24./25.06.	Düsseldorf	BWL für Technische Führungskräfte in Gießereien – Teil 2 (SE)
26./28.06.	Stuttgart	Grundlagen der Gießereitechnik (QL)
26./27.06.	Düsseldorf	Schmelzen von Aluminium (QL)
17./19.07.	Stuttgart	Grundlagen der Gießereitechnik für Leichtmetallguß (QL)

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 u. –praktika der Deutschen Gesellschaft für Materialkunde e.V. (www.dgm.de)

2008		
04./07.03.	Darmstadt	Einführung in die Metallkunde für Ingenieure und Techniker
06./11.04.	Ermatingen (CH)	Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle
16./18.04.	Jülich	Werkstofffragen der Hochtemperatur-Brennstoffzelle (SOFC)
09./11.06.	Maria Laach	Computerunterstützte Thermodynamik
02./03.07.	Karlsruhe	Systematische Werkstoffauswahl
29.09./01.10.	Siegen	Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe
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		
05./07.02	Wien	ITnT Trade Fair for Information Technology and Telecommunication (www.itnt.at)
07./10.02.	**Chennai (IN)**	**68th WFC World Foundry Congress & 56th Indian Foundry Congress (www.wfcindia08.com, www.ifexindia.com)**
15./18.02.	Bangalore (IN)	6th Diemold India (www.tagmaindia.org)
19./20.02.	Duisburg	Formstofftage (Info: hk225wo@uni-duisburg.de)
22./24.02.	Mumbai (IN)	Aluminium India 2008 (www.aluminium-india.com)
26./28.02.	Leipzig	Z 2008 INTEC
06./07.03.	Reims (F)	3. Int. Kupolofen-Konferenz (www.ctif.com)
11./13.03.	Nürnberg	EUROGUSS 2008 – 7. Int. Fachmesse für Druckgießtechnik (www.euroguss.de)
03./04.04.	**St.Pölten/NÖ**	**52. Österreichische Gießerei-Tagung**
08./09.04.	Stuttgart	Lehrgang „Fügen v. Kupferwerkstoffen" (www.kupferinstitut.de)
09./11.04.	Aachen	Friction, Wear and Wear Protection (www.dgm.de/friction_wear2008)
09./12.04.	Brescia (I)	Metev & Foundeq 2008
17./18.04.	Aachen	Große Gießereitechnische Tagung 2008
21./25.04.	Hannover	Hannover Messe Industrie
07./08.05.	Aalen	Aalener Gießereikolloquium „Druckguß u. Druckgusswerkzeuge"
13./16.05.	Brno (CZ)	FOND-EX 2008 mit WELDING, PLASTEX u. FINTECH (www.fond-ex.cz) sowie 45th Foundry Days
17./20.05.	Atlanta (USA)	112th Metalcasting Congress a. CastExpo 08
20./23.05.	Hamburg	Wind Energy International Trade Fair
21./24.05.	Nagoya (J)	AFC-10 – The 10th Asian Foundry Congress (www.afc2008-jfs.org)
28./29.05.	Therme Geinberg	5. Ranshofener Leichtmetalltage (www.lkr.at/lmt2008)
28./30.05.	Guangzhou	ALUMINIUM CHINA (www.aluminiumchina.com u. www.aluminium-messe.com
11./13.06.	Barcelona (E)	Zinc Diecasting Focus 2008 (www.zinc-diecasting.info)
03./05.06.	Stuttgart	Neue Messe für Oberflächentechnik
05./07.06.	Opatija	8th Internat. Conference of Croatian Foundrymen
22./25.06.	Biarritz (F)	TransAl 2008 - 4th Int. Congress „Aluminium and sustainable development" (www.transal.net)
24./26.06.	Salzburg	2.euroLITE Int.Fachmesse f.Leichtbaukonstruktion (www.hundkmesse.de)
14./18.07.	Lausanne (CH)	Junior Euromat 2008 (www.junior-euromat.fems.org)
01./04.09.	Nürnberg	MSE 08 – Materials Science a. Engineering – Congress a. Exhibition (www.mse-congress.de)
01./04.09.	Miskolc – Lillafüred (HU)	5th Int. Conference on Solidification a. Gravity (SG 08)
09./13.09.	Stuttgart	AMB 2008 Int. Ausstellung f. Metallbearbeitung (www.amb-messe.de)
09./13.09.	Husum	11. Int. Messe HUSUM WindEnergy
10./12.09.	Portoroz	48th Internat. Foundry Conference of Slovenia
10./14.09.	Nürnberg	MSE 2008 – Materials Science and Engineering (www.mse-congress.com)
17./19.09.	Jena	42. Metallographietagung Materialographie 2008 (www.dgm.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.aluminium-messe.com)
24./26.09.	Kielce (PL)	METAL & NONFERMET (www.targikielce.pl)
07./10.10.	Wien	VIENNA-TEC (www.messe.at)
16./19.10.	Türkei	ANKIROS, ANNOFER u. TURKCAST
20./22.10.	Las Vegas	Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron – 60 Jahre GGG (www.ductile.org)
05./06.11.	München	6. Hochschul-Kupfersymposium (www.kupferinstitut.de/symposium)
2009		
10./11.02.	Magdeburg	Gießtechnik im Motorenbau
05./11.04.	Las Vegas (USA)	113th Metalcasting Congress
01.06.	**Brno (CZ)**	**WFO Technical Forum 2009 „History and Future of Castings"**
02./03.06.	Brno	46th Czech Foundry Days with WFO-General Assembly and MEGI-Meeting
14./15.05.	Berlin	Deutscher Gießereitag
23./25.06.	Düsseldorf	NEWCAST 2009
2010		
03./07.05.	Schaumburg (USA)	114th Metalcasting Congress
21./25.09.	Stuttgart	AMB 2010 (www.amb-messe.de)
October	**Shanghai**	**69th WFC World Foundry Congress (www.founmdrynations.com und www.wfc2010.com)**

Die nächste Ausgabe der Gießerei Rundschau Nr.1/2/2008 zum Thema

„Form- und Hilfsstoffe"

mit Vorschau auf die 52. Österreichische Gießereitagung in St. Pölten erscheint am 19. Februar 2008.

Redaktionsschluss: 17. Jänner 2008.

Ausbildung zum Gießereitechniker – Der erste Jahrgang

Ausgangssituation

Eine fachspezifische Ausbildung für Gießereitechniker, die im mittleren Management in Gießereien zum Einsatz kommen, existiert in Österreich nicht. Gießereibetriebe müssen daher sehr häufig verantwortungsvolle Positionen mit branchenfremdem Personal besetzen, dem spezielles Grundwissen und metallurgische Zusammenhänge fehlen, die man sich in der Praxis nicht oder nur sehr schwer aneignen kann. Eine zu Beginn 2007 durchgeführte Erhebung bei den Mitgliedsbetrieben des Fachverbandes ergab einen Bedarf für eine umfassende Ausbildung zum Gießereitechniker für weit über 100 Personen.

Der Fachverband der Gießerei-Industrie hat den Wunsch der Mitgliedsbetriebe aufgegriffen und es wurde von Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Hansjörg Dichtl in Zusammenarbeit mit dem Österreichischen Gießerei-Institut, dem Lehrstuhl für Gießereikunde und dem Department für Wirtschafts- und Betriebswissenschaften der Montanuniversität Leoben ein Grobkonzept für eine entsprechende Ausbildung ausgearbeitet.

Zielsetzung

Das Ziel war eine Höherqualifizierung von Gießereimitarbeitern durch praxisnahe Vermittlung von – speziell auf die Gießereiindustrie abgestimmten – technischen und betriebswirtschaftlichen Inhalten. Der Lehrgang richtete sich an das mittlere Management auf Meister- und HTL-Ebene.

Organisation und Inhalte

Die Lehreinheiten der ersten Ausbildung waren in 3 technische und 3 betriebswirtschaftliche Blöcke zu je 2,5 Tagen zusammengefasst, wobei der technische Teil in Einheiten für Eisen-Gießer und für Nichteisen-Gießer unterteilt wurde.

Die Inhalte sind gemeinsam vom ÖGI, dem Lehrstuhl für Gießereikunde und dem Department Wirtschafts- und Betriebswissenschaften gestaltet worden. Zahlreiche praktische Übungen am ÖGI, wie z.B. Werkstoffprüfung, Metallographie und thermische Analyse ergänzten die Theorieeinheiten.

Die Organisation der Veranstaltungen wurde von der Technologieakademie / Außeninstitut der Montanuniversität Leoben durchgeführt.

Inhalte Technik-Teil

Modul 1 (NE- und Eisen-Gießer):

Einführung, Grundlagen und Werkstoffcharakterisierung (Gusswerkstoffe, Zerstörungsfreie und zerstörende Werkstoffprüfung)

Modul 2a (NE-Gießer):

Vom Modell zum Bauteil (Simulation, Speiser- und Anschnitttechnik, Formstoffe, Metallurgie, Schmelzequalität, thermische Analyse)

Modul 2b (Eisen-Gießer):

Formherstellung, Gießtechnik und Stahlguss (Simulation, Werkstoffkunde GJL, GJS und GS, Metallographie)

Modul 3a (NE-Gießer):

Qualitätssicherung und Gießverfahren (Wärmebehandlung, Druckgießen, Niederdruckkokillengießen, Bearbeitung von Gussteilen, Metallographie)

Modul 3b (Eisen-Gießer):

Graue Gusseisen (Sphäroguss, Filtertechnik, Auslegung von Gussteilen, Speiser- und Anschnittberechnung)

Inhalte BWL-Teil:

Modul 1:

Moderation und Problemlösungstechniken, Führung und Organisation, Grundlagen Arbeitsrecht (Ablauf einer Moderation, Bewertungsinstrumente, Mitarbeiterführung und Teamwork, Aufgabengliederung, Betriebsvereinbarungen, Arbeitnehmerschutz)

Modul 2:

Kostenrechnung und Controlling, Grundlagen von Managementsystemen, Qualitätsmanagement (Investitionsrechnung, Umwelt-, Sicherheits- und Risikomanagementsysteme, Qualitätsbegriff und kontinuierliche Verbesserung, Fehlermöglichkeits- und -einflussanalyse)

Modul 3:

Logistik und Supply Chain Management, Instandhaltungsmanagement, Wirtschaftlichkeit in der Produktion (Prozesskenngrößen, Prozessoptimierung, Ausfallkostenbestimmung, Total Productive Maintenance, Analyse von Produktionsbetrieben, Betriebstättengestaltung)

Als Rahmenprogramm und für den weiteren Erfahrungsaustausch zwischen Eisen- und Nichteisengießer wurden Kaminabende mit Persönlichkeiten aus der Gießerei-Industrie organisiert und abgehalten.

Projektarbeit und Abschlussprüfung

Die Ausbildung zum Gießereitechniker schloss mit einer Projektpräsentation und einer kurzen mündlichen Prüfung. In der Projektarbeit waren die erlernten Inhalte praxisnah anzuwenden.

Für den Prüfungsantritt war eine Anwesenheit von 80% erforderlich.

Erste Ausbildung erfolgreich abgeschlossen

Im ersten Ausbildungskurs nahmen 11 Eisen- und 12 Nichteisengießer aus insgesamt 16 österreichischen Gießereien teil. Die 6 Module fanden zwischen Mai und Oktober 2007 an der Montanuniversität Leoben statt.

Die Teilnehmer erhielten nach bestandener Prüfung ein Zertifikat der Montanuniversität.

Zertifikat

Gießereitechniker

Josef Track

Termine 2008

Für das erste Halbjahr 2008 ist bereits ein weiterer Lehrgang fixiert:

Technik-Modul I:	28.02.–01.03.
Technik-Modul II:	27.03.–29.03.
BWL-Modul I:	17.04.–19.04.
BWL Modul II:	08.05.–10.05.
Technik Modul III:	29.05.–31.05.
BWL Modul III:	19.06.–21.06.

Projektpräsentationen / Prüfung: 04.07.2008

Die Kosten für die 18-tägige Ausbildung betragen inklusive umfassender Schulungsunterlagen und Pausengetränken € 4.950,–. Teilnehmer aus Mitgliedsunternehmungen des Fachverbandes der Österreichischen Gießereiindustrie, des ÖGI oder des VÖG erhalten eine Ermäßigung von 33 %. Die Module können nicht einzeln gebucht werden.

Anmeldung

Sie können sich für diese Ausbildung an der Technologieakademie der Montanuniversität Leoben per E-Mail anmelden:

technologieakademie@unileoben.ac.at

Anmeldeschluss ist am **08.02.2008**. Die Anzahl der Teilnehmer ist auf 25 Personen beschränkt. Die Reihung erfolgt nach Anmeldedatum.

Weitere Informationen

Österreichisches Gießerei-Institut
DI Thomas Pabel (Technik-Teil):
Tel.: +43 (0)3842 43101-24
e-mail: pabel.ogi@unileoben.ac.at

Technologieakademie / Außeninstitut der Montanuniversität Leoben
DI Jürgen Löschnauer
(BWL-Teil u.Organisation):
Tel.: +43 (0)3842 46010-38 e-mail:
juergen.loeschnauer@mu-leoben.ac.at

Eindrücke eines Teilnehmers

ÖGI: *Herr Dipl.-Ing. Daurer, Sie sind Assistent der Geschäftsführung bei Nemetzguss in Niederösterreich. Warum haben Sie diese Ausbildung absolviert?*

Daurer: Ich bin von der Ausbildung her Wirtschaftsingenieur mit Schwerpunkt Produktions- und Prozessmanagement; besitze jedoch keine vertiefende Ausbildung in der Gießereitechnik. Am Weiterbildungsmarkt gibt es kein ähnliches, so umfassendes Ausbildungskonzept mit technischen als auch betriebswirtschaftlichen Inhalten.

ÖGI: *Wie haben Sie von dieser Ausbildung erfahren?*

Daurer: Unser Geschäftsführer, Herr Dipl.-Ing. Dieter Nemetz, ist regelmäßig bei den Fachverbandssitzungen, wo er am Beginn dieses Jahres von dieser Weiterbildungsmöglichkeit erfahren hat.

ÖGI: *Entspricht die Ausbildung den Anforderungen der industriellen Praxis?*

Daurer: Ja. Der technische Teil war für mich ausgezeichnet. Aufgrund der heterogenen Zusammensetzung der Gruppe war jedoch von Anfang an klar, dass nicht alle Spezialthemen der einzelnen Betriebe behandelt werden konnten. Schwerpunkt war die Vermittlung von breitem Basiswissen sowohl für Eisen-Gießer als auch für Nichteisen-Gießer.

ÖGI: Und der betriebswirtschaftliche Teil?

Daurer: Diesen habe ich prinzipiell auch als sehr gut empfunden. Für uns Techniker ist jedoch betriebswirtschaftliches Denken oft Neuland und für manche Teilnehmer war die praktische Umsetzbarkeit nicht gleich erkennbar.

ÖGI: *Was war für Sie besonders positiv bei der Ausbildung?*

Daurer: Zum einen der gesamte Technik-Teil. Vor allem der praxisorientierte Ansatz. Besonders die Übungen im Prüflabor sind sehr lehrreich. Generell war die Ausbildung durch die praktischen Übungen am ÖGI sehr aufgelockert. Wir sind nicht immer im Hörsaal gesessen. Im betriebswirtschaftlichen Teil wurde die teilweise „trockene Materie" von Vortragenden, wie z.B. von Prof. Biedermann, sehr gut vermittelt. Da die Teilnehmer aus verschiedenen Betrieben kamen, war der Erfahrungsaustausch auch entsprechend groß.

ÖGI: *War es schwer, sich wieder in den Hörsaal zu setzen?*

Daurer: Sicher war es ungewohnt. Die Vortragenden haben sich aber bemüht, die Inhalte für alle – vom Vorarbeiter bis zum Produktionsleiter – verständlich zu machen.

ÖGI: *Welche Elemente der Ausbildung können Sie in Ihrem Betrieb anwenden, was haben Sie „mitgenommen"?*

Daurer: Besonders die anwendungsnahe Forschung auf dem Gebiet des ADI ist für unseren Betrieb sehr interessant. Auch die Vorgänge und die Möglichkeiten der thermischen Analyse waren aufschlussreich, Diese Erkenntnisse sind für mich besonders von Vorteil, da wir demnächst eine Investition auf diesem Gebiet tätigen werden.

ÖGI: *Welche weiterführende Seminare wären für Sie interessant?*

Daurer: Ein vertiefendes Metallurgie-Seminar wäre interessant, da man heute durch technologischen Vorsprung, d.h. Innovationen am Markt sicher Vorteile hat. Weiters interessiere ich mich für das Thema Mitarbeiterführung. Dazu habe ich mich bereits bei Prof. Biedermann informiert.

ÖGI: *Welchen Bezug haben Sie zur Montanuniversität?*

Daurer: Die Montanuniversität hat einen einzigartigen Ruf. Ich bin sehr stolz darauf, meine Ausbildung zum Gießereitechniker an der Montanuniversität gemacht zu haben. Es wäre sicher auch sehr interessant gewesen, Gießereiwesen an der Universität zu studieren.

ÖGI: *Können Sie das Seminar weiterempfehlen?*

Daurer: Unbedingt, da es keine vergleichbare Ausbildung gibt. Wir beabsichtigen weitere Mitarbeiter zu den nächsten Seminaren zu schicken.

Das Interview führten Dipl.-Ing. Thomas Pabel und Dipl.-Ing. Jürgen Löschnauer.

Aus den Betrieben

Mit „Core-Vision“ Fehler und Mängel zweifelsfrei erkennen

Automatisierte Prüfung der Sandformen für Eisengussbauteile bei Georg Fischer, Herzogenburg

Bei der Produktion von hochwertigen Gussteilen für die Automobilindustrie ist Genauigkeit gefragt und das Null-Fehler-Prinzip wichtig. Zunehmend automatisiert werden daher auch optische Prüfungen. Sie sind mittlerweile sehr zuverlässig und entlasten den Menschen von monotonen und ermüdenden Tätigkeiten wie der Kontrolle der Gießform.

Eine entsprechende Anlage zur Prüfung der oberen Formhälfte wurde jetzt auch bei der Georg Fischer Eisenguss GmbH in Herzogenburg installiert, nachdem in anderen Werken von GF Automotive bereits entsprechende Erfahrungen vorliegen. Das Core-Vision-System von Inspectomation übernimmt die bisher von einem Mitarbeiter durchgeführte optische Kontrolle des 560 x 760 mm großen Oberkastens und entlastet ihn damit von einer überaus unattraktiven Tätigkeit.

Das Bildverarbeitungssystem arbeitet nach dem Verfahren der Schattenmodulation und nutzt die Umrisse der Form als Informationsquelle. Dazu wird die Form zunächst aus verschiedenen Richtungen belichtet und mit einer hochauflösenden Digitalkamera fotografiert. Die so erhaltenen Bilder vergleicht ein leistungsstarker Personal-Computer mit Referenzbildern. Abweichungen davon veranschaulicht ein Bildschirm (siehe Bild). Nun kann der Mitarbeiter entscheiden, ob er die Form für einen Abguss nutzt oder nicht.

Der Oberkasten wird normalerweise mit dem Formbild nach unten transportiert. Aufnahmen von unten sind jedoch aufgrund der Verschmutzung der Lichtquellen und der Kamera nicht empfehlenswert. Zweckmäßig sind Aufnahmen beim Wenden der Form, wobei überschüssiger Sand entfernt wird. Dabei zeigt das Formbild für zwei Sekunden nach oben. Diese Zeit reicht aus, um mit zwei Kameras und drei Lichtquellen die notwendige Anzahl von Bildern aufzunehmen, deren rechnergestützte Auswertung Rückschlüsse auf die Qualität der Sandform zulässt. Die Größe und Position der maximal zulässigen Fehler und Mängel sind im Referenzbild einstellbar.

Die Installation des Bildverarbeitungssystems zur Kontrolle des Oberkastens erfolgte an einem Wochenende. Nicht viel länger dauerte es, um die Mitarbeiter mit den Funktionen und der Bedienung des Systems vertraut zu machen. Nach den bisherigen Erfahrungen hat sich das System im rauen Alltagsbetrieb der Eisengießerei bewährt. Seine Verfügbarkeit im Dauerbetrieb mit sechs bis sieben Tagen pro Woche und jeweils 24 Stunden liegt bei über 99 Prozent. Sollte dennoch eine unvorhersehbare Störung auftreten, ermöglicht eine Online-Verbindung zum Hersteller eine rasche Lokalisierung und Behebung.

Bedieneinheit und Bildschirm des Core-Vision-Systems bei der Georg Fischerr Eisenguss GmbH in Herzogenburg / NÖ.

Kontaktadresse:
Ing. Werner Proschinger MBA
Georg Fischer Eisenguss GmbH
A-3130 Herzogenburg, Wiener Straße 41-43
Tel.: +43 (0)2782 800 2431
Fax: +43 (0)2782 800 6431
E-Mail: werner.proschinger@georgfischer.com
www.automotive.georgfischer.com

Vöcklabrucker Metallgießerei und ÖGI erhielten Kooperationspreis der ACR

v.l.: ACR-Präsident Dipl-Ing. M. Leitl, Prof. P. Schumacher, Dipl.-Ing. T. Pabel, KR. K. Dambauer, Dipl.-Ing. G. Schindelbacher, Dipl.-Ing. G. Dambauer und SL Mag. Dr. Michael Losch, BMWA, bei der Preisverleihung.

Der Vöcklabrucker Metallgießerei Alois Dambauer & Co. GmbH (VMG) und dem Österreichischen Gießerei-Institut Leoben (ÖGI) wurde der mit € 4.000,– dotierte Kooperationspreis 2007 der Austrian Cooperative Research (ACR) verliehen. Das Österreichische Gießerei-Institut gewann somit bereits zum zweiten Mal in Folge diesen Preis. Damit konnte das ÖGI einmal mehr seine Kompetenz im Bereich der anwendungsnahen F&E-Dienstleistung zur Unterstützung der heimischen Industrie unter Beweis stellen. Gleichzeitig unterstreicht dies aber auch die Bedeutung des Werkstoffstandortes Leoben mit seiner Vielfalt und wissenschaftlichen Exzellenz.

Das von Dipl.-Ing. Thomas Pabel als Betreuer am ÖGI und Dipl.-Ing. Georg Dambauer (VMG) durchgeführte Forschungsprojekt **„Entwicklung neuer optimierter Parameter für die Wärmebehandlung von Gussteilen“** wurde in enger Zusammenarbeit mit der Montanuniversität Leoben, Lehstuhl für Gießereikunde, unter der wissenschaftlichen Leitung von Prof. Peter Schumacher, im Rahmen einer Diplomarbeit abgewickelt.

Von der Fachjury, in der Mitglieder der Bundesministerien für Wirtschaft und Arbeit (BMWA) sowie für Verkehr, Innovation und Technologie (BMVIT), der Wirtschaftskammer Österreichs und der Forschungsförderungsgesellschaft (FFG) vertreten waren, wurde das Projekt als beste Forschungsarbeit im Rahmen der Kooperation eines außeruniversitären Forschungsinstitutes und eines KMU's prämiert.

Als Ergebnis der Zusammenarbeit zwischen VMG und ÖGI werden durch die optimierte Wärmebehandlung Zeit und Energie und damit Kosten, bei gleichzeitig verbesserten Eigenschaften der Gussteile, eingespart. Aufgrund der dadurch gesteigerten Kapazität und der höheren Durchsatzmengen, können zusätzliche Aufträge ohne Neuinvestitionen in Anlagen und Infrastruktur, abgewickelt werden. Durch das Projekt hat sich die Fa. VMG einen Know-how-Vorsprung gegenüber in- und ausländischen Mitbewerbern erarbeitet. Es konnten grundlegende Kenntnisse über materialwissenschaftliche Zusammenhänge und Vorgänge bei der Wärmebehandlung erworben werden. Die Ergebnisse wurden mit Bauteilversuchen nachgewiesen, namhaften Automobil- und Motorradproduzenten vorgestellt und von diesen für ihre Gussteile akzeptiert und freigegeben.

Blick ins prominent besetzte Auditorium.

Durch die Kooperation mit dem ÖGI war es möglich, dessen umfangreiches Fachwissen im Bereich der Metallkunde zu nützen. Da auch die praktischen Versuche am ÖGI stattgefunden haben, wurde die laufende Produktion der Fa. VMG nicht beeinträchtigt. Die Versuche fanden im Industriemaßstab statt und die Resultate konnten somit umgehend in die Praxis transferiert werden.

Die Preisverleihung fand am 16. Oktober im Rahmen einer Enquete im Haus der Forschung in Wien statt, die von FS-Sprecher Gerald Gross moderiert wurde und bei der Dr.-Ing. Knut Consemüller, Rat für Forschung und Technologieentwicklung, die Festrede hielt (siehe Seiten 234/235 dieses Heftes).

Mit dem Kooperationspreis der ACR, unterstützt von BMVIT und BMWA, sollen Innovationsleistungen österreichischer KMU gewürdigt und ihr Beitrag zu Entwicklung und Innovation in Österreich der Öffentlichkeit sichtbar gemacht werden. Der Preis soll insbesondere auch weitere Betriebe ermutigen, Forschungsprojekte in Zusammenarbeit mit ACR-Instituten durchzuführen.

Insgesamt wurden 5 erfolgreiche Kooperationen ausgezeichnet, die zusammen rd. 3,5 Mio Euro für ihre preisgekrönten Innovationen bis hin zur Markterschließung aufgewendet haben. Zwölf MitarbeiterInnen waren mit der Durchführung der Forschungsprojekte befasst. Durch die erarbeiteten Innovationen konnten die Preisträger 15 zusätzliche Arbeitsplätze schaffen; mit 26 weiteren Stellen in der nahen Zukunft wird gerechnet.

SAG MATERIALS GROUP – Neue technische Führung im Unternehmen ALUMINIUM LEND GmbH & Co KG

Herrn Dr.-Ing. Robert Mergen

Seit September 2007 wird das Management Team der SAG Materials Group durch Herrn Dr.-Ing. Robert Mergen in der Funktion als neuer technischer Geschäftsführer der Aluminium Lend GmbH & Co KG ergänzt.

Nach dem Studium der Metallurgie und Werkstofftechnik an der TU Clausthal mit Diplomarbeit an der Universität Caen in Frankreich waren 1989 die beruflichen Anfänge als Entwicklungsingenieur bei einem internationalen Automobilzulieferer in Deutschland.

Parallel hierzu legte er 1994 seine Promotion am Giesserei-Institut der RWTH ab.

Bis 2007 war Herr Dr. R. Mergen in mehreren leitenden Funktionen bei einem international operierenden oberösterreichischen Motorenzulieferer tätig.

Die neue Aufgabe von Herrn Dr. R. Mergen wird es sein, den Internationalisierungs- und Expansionskurs der SAG Materials Group sowie den weiteren Ausbau der technologischen Führung durch die notwendigen Akzente und Innovationen in den Bereichen Technik und Entwicklung sicher zu stellen.

Neues Forschungszentrum für Georg Fischer Automotive

GF Automotive wird in Schaffhausen ein neues Forschungszentrum erbauen. Die damit verbundenen Investitionen belaufen sich voraussichtlich auf rd. CHF 25 Mio. Im geplanten Neubau, der das heutige „Zentrallabor" im Mühlental ersetzen soll, werden die bisherige Forschung und Entwicklung,die Leitung der Unternehmensgruppe und die wichtigsten Stabsbereiche zusammengefasst. Mit diesem Ausbau unterstreicht Georg Fischer die Absicht, Wettbewerbsvorteile durch eigene Innovationen in der Werkstoffentwicklung und in der Produkt- und Verfahrenstechnik langfristig zu sichern und die Position als führender Zulieferer für die Automobilindustrie weiter zu verstärken. Im Zuge der Erweiterung werden in den nächsten Jahren in Schaffhausen rd. 25 zusätzliche Arbeitsplätze geschaffen. Gleichzeitig leistet das Unternehmen einen weiteren Beitrag zur Attraktivierung des Forschungs- und Entwicklungsstandortes Schweiz und der Region Schaffhausen.

Das Baugesuch wird bis Ende dieses Jahres eingereicht. Mit Baubeginn, voraussichtlich im Februar 2008, soll der Betrieb im neuen Gebäude auf dem Ebnat im Frühjahr 2009 aufgenommen werden. Auf einer Grundstücksfläche von insgesamt 10.700 m^2 werden ein Werkstattgebäude mit Versuchsgießerei, ein Labor- und ein Bürotrakt erstellt. Das neue Zentrum bietet Raum für 130 attraktive Arbeitsplätze sowie eine Reserve für weitere Ausbauschritte. Neben den Kernbereichen F&E, Verkauf sowie zentrale Beschaffung sind im neuen Zentrum auch ein repräsentativer Empfangsbereich mit Show Room für Kunden und Geschäftspartner sowie Büros für die Gruppenleitung mit ihren wichtigsten Stabstellen eingeplant.

Das neue Zentrum für Forschung und Entwicklung basiert auf einem Umwelt und Resourcen schonenden Konzept in Minergie-Standards. Nach denm Bezug der neuen Räumlichkeiten auf dem Ebnat soll die Liegenschaft im Mühlental verkauft werden. Weitere Standorte für Forschung und Entwicklung von GF Automotive, welche 2006 mit insgesamt 5.778 Mitarbeitenden einen Umsatz von CHF 1.927 Mrd. erwirtschaftete, befinden sich in Deutschland und China.

Quelle: DGV Report 10/2007, S. 250/251.

Oberösterreichischer Gesundheitspreis für Fill

Gesundheitsauszeichnung 2007 geht an Maschinenbau-Unternehmen aus Gurten

Gesundheitsauszeichnung 2007 geht an Maschinenbau-Unternehmen aus Gurten.

Mit Stolz und Freude nahm Geschäftsführer und Firmeneigentümer Andreas Fill bei der dritten Gala der „gesunden" Wirtschaft am 11. Oktober 2007 in der Raiffeisenbank Linz die begehrte Skulptur entgegen. Unter sechs Nominierten in der Kategorie „Über 100 Mitarbeiter" ging das oberösterreichische Maschinenbau-Unternehmen aus Gurten als Sieger hervor. Das Projekt „FillinForm! und du?" thematisiert Gesundheit und Fitness im täglichen Arbeitsablauf. „Mit diesem Projekt haben wir ein eigenes Gesundheitsleitbild geschaffen", erklärt Geschäftsführer Wolfgang Rathner; „gesunde Mitarbeiter sind die Basis für den Erfolg unseres Unternehmens."

OÖ Gesundheitspreis 2007: Mit Stolz und Freude nahm Andreas Fill die begehrte Skulptur entgegen. Von links: GF Andreas Fill mit weiteren Preisträgern, GF Ernst Eckmayr (Eckmayr & Partner Ges.m.b.H., St.Florian) und DI Dr.Arthur A. Eisenbeiss (BVS-Brandverhütungsstelle für OÖ., Linz).

Gesundes Unternehmen – erfolgreiche Zukunft

Unter diesem Motto stand die diesjährige Gala der „gesunden" Wirtschaft in der Linzer Raiffeisen Landesbank. Das Raiffeisen-Forum bildete den Rahmen für die Verleihung des OÖ Gesundheitspreises, der bereits zum dritten Mal von der OÖ Rundschau zusammen mit der Raiffeisen Bankengruppe OÖ, dem Wirtschaftsbund OÖ, der Merkur Gesundheitsversicherung und der beyrer consulting group ausgerichtet wurde.

„FillinForm! und du?" – Umfangreiche Maßnahmen zum Thema Gesundheit

Sicherheit, Gesundheit und Wohlbefinden stehen im Mittelpunkt dieses Projekts von Fill. Das Spektrum reicht vom Wohlfühlklima am Arbeitsplatz über Beratung und aktive Unterstützung in der vorbeugenden gesundheitsorientierten Lebensführung bis hin zu höchster Sicherheitsorientierung und bewusstem Umgang mit der Umwelt.

Regelmäßig werden bei Fill Erste-Hilfe-Kurse, Impfberatungen und Gratis-Impfungen angeboten. Zweimal jährlich finden Fachvorträge und Workshops über Gesundheit, Vitalität und Wohlbefinden statt. Suchtpräventionsworkshops sind fixer Bestandteil der Lehrlingsausbildung bei Fill. Der hauseigene Fitnessraum und das 2006 errichtete Restaurant mit seinem abwechslungsreichen Menü-Angebot runden die breite Palette zum Thema Gesundheit & Fitness bei Fill perfekt ab.

Corporate Data

Fill ist eine in ihrem Tätigkeitsfeld international führende Ideenfabrik für Produktionssysteme verschiedenster Einsatzzwecke und Industriebereiche und zeichnet sich durch modernste Technik und Methoden in Management, Kommunikation und Produktion aus. Die Geschäftstätigkeit umfasst die Bereiche Automobilindustrie, **Aluminium-Gießereitechnik,** Kunststoffindustrie, Holzindustrie, Ski- und Snowboardindustrie, Metall-Zerspanungstechnik und Sondermaschinenbau. Für Ski- und Snowboardproduktionsmaschinen sowie in der **Aluminium-Entkerntechnologie ist das Unternehmen Weltmarktführer.** Andreas Fill und Wolfgang Rathner sind Geschäftsführer des 1966 gegründeten Unternehmens, das sich zu 100 Prozent in Familienbesitz befindet. Der Betrieb wird seit 1987 als GmbH geführt, wurde 1998 ISO 9001 zertifiziert und beschäftigt mittlerweile 373 Mitarbeiter Innen. 2006 wurden rund 50 Millionen Euro Betriebsleistung erzielt.

Mehr Informationen unter: **www.fill.co.at**

Interessante Neuigkeiten

Eröffnung des Impulszentrums für Werkstoffe in Leoben

Am 8. November 2007 öffnete das Impulszentrum für Werkstoffe in Leoben seine Pforten. Der Innenhof des neu errichteten fünfstöckigen Gebäudes wurde mit einem transparenten Zelt überdacht und gab den geeigneten Rahmen für dieses Fest. „Gute Vernetzung ist wohl das Markenzeichen der Werkstoff-Kompetenz-Region Leoben, welche mit dem neuen Zentrum als internationaler Netzwerkknotenpunkt im Bereich der Werkstoffe neue Maßstäbe setzt", so Landesrat Dr. Christian Buchmann bei seiner Eröffnungsrede. Bürgermeister HR Dr. Matthias Konrad, Baumeister Heinz Moser und Montanuniversitäts- Rektor Univ.-Prof. Dr. Wolfhard Wegscheider stießen mit 300 geladenen Gästen auf den Erfolg des neuen Gebäudes an.

Der Abend war eingebettet in die Abendveranstaltung des 5. Werkstoff-Kongresses mit einem sehr interessanten Zukunftsdialog, bei dem Univ.-Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek vom Gießereiinstitut der RWTH Aachen – früherer Ordinarius für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben und Geschäftsführer des ÖGI – mit einem Einleitungsstatement über „Markt- und Technologieführerschaft durch zukunftsträchtige Werkstoffe" die Diskussionsrunde eröffnete.

Das Impulszentrum bildet den Mittelpunkt des Werkstoffclusters mit den beiden Kompetenzzentren MCL (Materials Center Leoben) und PCCL (Polymer Competence Center Leoben). Das Joanneum Research, Institute der Montanuniversität Leoben und der Werkstoffcluster selbst mit Ergänzung junger innovative Entwicklungsfirmen einschließlich erforderlicher Werkstatt-, Prüf-, und Lasereinrichtungen sind bereits Teil des Hauses. Das Zentrum beinhaltet die dazu erforderlichen Büro- und Laborräume, sowie ein Seminarzentrum für Vorträge, Seminare, Workshops und Symposien mit angeschlossener Ausstellungsfläche. Durch das Seminarzentrum und die stattfindenden Veranstaltungen werden einerseits firmeninterne Aus- und Weiterbildungen ermöglicht und initiiert, andererseits wird mit der Durchführung von größeren Fachtagungen und Symposien der Impulszentrumscharakter verstärkt.

Das neue Impulszentrum für Werkstoffe in Leoben
Foto Freisinger

Das primäre Ziel besteht darin, innovative Büros und Firmen in ihrer Forschungstätigkeit in Leoben zu unterstützen – beginnend bei Forschung und Entwicklung, über die Entwicklung von Prototypen bis zur Endserie auf dem Gebiet der Werkstoff- und Nano-Technologie.

Durch kostengünstige Mieten, hochwertige Infrastruktur und ein branchenorientiertes Firmen-Netzwerk bietet das Impulszentrum Werkstoffe jungen Gründern die ideale Startvoraussetzungen und Wachstumsbetrieben optimale Rahmenbedingungen für die Aufbau- und Wachstumsphase. Das Zentrum fungiert als Brücke zwischen Wirtschaft und Wissenschaft; die Kooperationen zwischen Unternehmen, Bildungs- und Forschungseinrichtungen sowie regionalen Unternehmen stimulieren die Entwicklung neuer Produkte und Prozesse.

Klare Zielsetzungen

Sicherung und Ausbau der steirischen Werkstoffkompetenz

Erhöhung des Vernetzungsgrades von Unternehmen, Universitäten, außeruniversitären Forschungseinrichtungen und öffentlichen sowie wirtschaftsfördernden Einrichtungen, Stärkung und Ausbau bestehender Kompetenzen

Intensivierung der F&E-Aktivitäten

Forcierung des Technologietransfers

Ansiedlung neuer Betriebe, dadurch Schaffung qualifizierter Arbeitsplätze

Positionierung der Steiermark als europäische „Region of Excellence" in bezug auf Werkstoffe

Etablierung des Material Clusters als kompetenten Partner in Aus- und Weiterbildung und Anbieter von fachspezifischen Dienstleistungen

Stärkung einer international wettbewerbsfähigen Kooperationsstruktur

Standortmarketing der Werkstoffregion Steiermark als Instrument von Betriebsansiedelungen und Neugründungen

Nachhaltige Stärkung des Wirtschaftsklimas in Stadt und Region sowie einer internationalen Aufwertung Leobens und des gesamten Wirtschaftsstandortes Obersteiermark.

Derzeitige Mieter bzw. Mietinteressenten:

1) Materialcluster Styria GmbH
2) Zentrum für Angewandte Technologie Leoben GmbH (ZAT)
3) Materials Center Leoben Forschungs GmbH (MCL = Kompetenzzentrum)
4) Polymer Competence Center Leoben GmbH (PCCL = Kompetenzzentrum)
5) NSEC – Nano Surface Engineering Center
   - Joanneum Research Forschungs GmbH – Laser Zentrum Leoben
   - Montanuniversität Leoben – Metallkunde und Werkstoffprüfung
6) Montanuniversität Leoben mit Departement
   - NEM (Nicht Eisen Metallurgie)
   - Metallkunde und Werkstoffprüfung

Werkstoff-Kompetenz-Region weiter gestärkt

Der Großraum Leoben stellt eine Werkstoff-Kompetenz-Region mit internationalem Bekanntheitsgrad dar. Es gab in den letzten Jahren zahlreiche Unternehmensgründungen mit ausgezeichneter Werkstoff-Kompetenz und Entwicklungen bestehender Betriebe zu innovativen Technologieunternehmen im Werkstoff-Bereich. Sowohl weltweit bekannte Unternehmen, wie etwa Voest Alpine Stahl, VAE, Voest Alpine Schienen, Böhler-Uddeholm AG, AT&S, Veitsch-Radex etc., als auch zahlreiche Impuls- und Kompetenzzentren zur Unterstützung und Stärkung von Unternehmen im Werkstoffbereich sind in der Region beheimatet. Insgesamt umfasst die Werkstoff-Technologie-Region Obersteiermark laut einer Studie der ÖAR-Regionalberatung GmbH rund 280 Unternehmen, 22.000 Arbeitsplätze und 2.000 Arbeitsplätze in unternehmensnahen Dienstleistungseinrichtungen (Forschung, Bildung, Beratung).

Regionalwirtschaftliche Auswirkungen

Durch die Gründung eines Werkstoffimpulszentrums in Leoben soll es zu einer nachhaltigen Stärkung des Wirtschaftsklimas in Stadt und Region sowie zu einer internationalen Aufwertung Leobens und des gesamten Wirtschaftsstandortes Obersteiermark kommen, ein neues steirisches Stärkefeld ent-

steht! Technologieorientierte Firmengründungen junger Unternehmer in der Obersteiermark sollen einen wesentlichen Beitrag zum Strukturwandel, zur Ansiedlung neuer Betriebe und zur Beschleunigung des Technologietransfers liefern. Die Ansiedlung neuer Betriebe soll weiters zur Schaffung qualifizierter Arbeitsplätze führen, zur Entstehung von neuem Know-how sowie zur Verbesserung des Qualifizierungsniveaus von Unternehmern und deren MitarbeiterInnen beitragen. Langfristige Auswirkungen sollen die Anregung von Gründungsaktivitäten und damit ein weiteres Einbringen von Netzwerkpartnern sowie die Erhöhung und Intensivierung der Netzwerkmöglichkeiten und Netzwerkbildungen in der gesamten Region sein. Eine bessere Kooperation und Abstimmung zwischen den Betrieben und Forschungseinrichtungen untereinander soll eine schnellere und erfolgreichere Umsetzungen von technologie- und innovationsorientierten Projekten ermöglichen.

Infrastruktur:

Bruttogeschossfläche: 6.954m^2
Vermietbare Fläche: 5.395m^2
Tiefgarage mit 90 PKW-Abstellplätzen

Informationen:

MATERIALCLUSTER STYRIA GmbH
A-8700 Leoben, Roseggerstrasse 12
Telefon:+43 (0)3842 82626 0
Fax: +43 (0)3842 82626 40
E-Mail: office@materialcluster.at
www.materialcluster.at

Zinnfigurenwelt Katzelsdorf an der Leitha

In der 3.000-Seelengemeinde Katzelsdorf an der Leitha, nur wenige Kilometer von Wr. Neustadt/NÖ entfernt, an der Schnellstraße S4 nach Mattersburg gelegen, kann man in eine gegossene Miniaturwelt eintauchen, die ihresgleichen sucht – in Zinn gegossene Momentaufnahmen aus allen Lebensbereichen und Zeitepochen. Seit der Eröffnung der Zinnfigurenwelt im September 2004 im ehemaligen Pferdelazarett ist die Sammlung ständig gewachsen. Derzeit umfasst sie an die 30.000 Figuren, sagt Franz Rieder, der die Schau ehrenamtlich leitet. Der 56-jährige Beamte aus der Marketingabteilung des Bundesministeriums für Landesverteidigung hat das Museum zum zweitgrößten seiner Art in Europa gemacht (das größte befindet sich auf der Plassenburg in Kulmbach/Bayern). 70 Sammler aus aller Welt stellen in Katzelsdorf ihre Miniaturen zur Verfügung, Sonderschauen werden von Land zu Land weitergegeben. Jedes Jahr wird so etwa ein Drittel der Exponate ausgetauscht.

In den Schauen wird vor allem auch das zivile Leben in den Jahrhunderten gezeigt. Daneben gibt es auch große Dioramen mit Schlachtendarstellungen, wie z.B. die Türkenbelagerung Wiens 1683 – diese Miniaturdarstellung soll im Frühjahr 2008 in die Dreharbeiten für einen Dokumentarfilm von Hollywood-Regisseur Robert Dornhelm über die Türkenbelagerung von Wien einbezogen werden. Dornhelm hat das Museum am 2. September d.J. besucht.

In diesem Jahr konnte die Ausstellungsfläche durch Ausbau des Dachgeschosses von 550 auf 1.100 m^2 verdoppelt werden.

Besonderen Wert legt man in der Zinnfigurenwelt auf die Qualität der Führungen. Diese werden von erfahrenen Historikern gestaltet, die nicht nur über die Figuren, sondern auch über deren geschichtlichen Hintergrund berichten.

Seit 1. September d.J. werden Besuchern Einblicke in die Welt der Ritter und Mönche gewährt. Der Schwerpunkt dieser Sonderschau liegt dabei auf den Kreuzzügen, dem Mönchstum, dem Leben der Bürger und dem Kaisertum dieser Zeit.

Von 25. November 2007 bis 19. Januar 2008 bietet die Zinnfigurenwelt eine Weihnachtsausstellung mit Adventkalendern, Zinnkrippen und Weihnachtsschmuck aus Zinn. Die Zinnfigurenwelt ist es wert, besucht zu werden!

Öffnungszeiten: Samstags, sonn- u. feiertags von 10 bis 17 Uhr, Sondertermine (mit Führung) nach Vereinbarung.

Informationen:

www.zinnfigurenwelt-katzelsdorf.at oder
Tel.: +43 (0)2622 78250 bzw.
+43 (0)664 54 20 606, E-Mail: fra.rie@aon.at

Neue Gießerei-Ausstellung im Deutschen Museum in München*)

Im März 2007 ist die Dauerausstellung „Modernes Gießen" im Deutschen Museum in München wiedereröffnet worden. Nach einer Renovierungs- und Umbauphase können sich die jährlich ca. 1,5 Millionen Besucher wieder einen Überblick über aktuelle Gießereitechnik verschaffen. Initiator der Neugestaltung war der Verein Deutscher Gießereifachleute (VDG), der für die Unterstützung der Neugestaltung mehr als 250.000 Euro Sponsorengelder aus der Gießereiindustrie akquirieren konnte.

Ein Arbeitskreis, der aus den Mitarbeitern des Deutschen Museums, dem VDG und einer Reihe von Firmen der Gießereibranche bestand, entwickelte das neue Konzept der Ausstellung. Einführend wird in der Ausstellung eine Übersicht über das Gießen vermittelt und das Grundprinzip des Verfahrens verständlich erläutert. Ein Vertiefungsbereich erklärt die Prozessabläufe von Sandguss,

*) Der Bericht ist aus MAGMATIMES 13(2007) Nr. 2, S. 6, entnommen und wird mit freundlicher Zustimmung der MAGMA GmbH, Aachen, wiedergegeben.

Die Vorführgießerei präsentiert sich modernisiert und praxisnah.

Weil der eigentliche Gießprozess im Verborgenen stattfindet und die Besucher die Abläufe in den Formen nicht sehen können, sind die illustrierenden Medien für die Vermittlung der Prozesse von zentraler Bedeutung. Deshalb wurden große Bildschirme aufgestellt, auf denen Druckguss-, Kokillenguss- und Sandguss-Simulationen gezeigt werden. Die Phänomene von Formfüllung und Erstarrung werden dadurch für die Besucher besser erfassbar. Bei den Vorführungen wird jeder Prozessschritt ausführlich gezeigt und kann je nach Wissensstand der Besuchergruppen wiederholt oder vertieft dargestellt werden.

Die Neugestaltung der Ausstellung „Modernes Gießen" vermittelt den Besuchern ein Bild der heutigen Gießereitechnik.

Druckguss und dem Lost-Foam-Verfahren. Zahlreiche Gussteile verdeutlichen die hohe Produktivität industrieller Gießverfahren. „Modernes Gießen" ist Leistungsschau und didaktisches Angebot. Die Vorführgießerei am Ende der Ausstellung setzt das eben Gelernte in die Praxis um. Die Besucher erfahren, wie eine Form aus Sand erstellt wird und erleben, wie flüssiges Metall geschmolzen und vergossen wird.

Jetzt bewerben für den AL-AWARD 2008!

Seit 1997 wird der European Aluminium Award für **herausragende Leistungen innerhalb der Aluminiumindustrie** verliehen und wird immer mehr zum Indikator für den innovativen Charakter eines Unternehmens sowie zum Zeichen der Anerkennung durch die gesamte Branche. Designer, Entwickler, Ingenieure, Konstrukteure sowie ihre Auftraggeber sind eingeladen, sich in den beiden Kategorien „Industrial Products" und „Consumer Products" zu bewerben.

Aus mehr als 50 Einreichungen aus 14 Ländern hat die internationale Jury 2006 folgende 6 Gewinner in den Kategorien u.a. Automotive, Building und Machinery prämiert: Lotus Engineering, M+F Engineering Consultants, Nefit, M5, Dutchdam und Castaldi Illuminazone.

Die nominierten Produkte werden auf einer Sonderfläche der ALUMINIUM 2008 einem Fachpublikum von 16.000 Besuchern präsentiert. Unterstützt durch den GDA (Gesamtverband der Aluminiumindustrie) sowie durch die EAA (European Aluminium Association) verspricht der 6. European Aluminium Award 2008 erneut ein wichtiger Wettbewerb der Branche zu werden.

Einsendeschluss: 30. Juni 2008.

Bewerben auch Sie sich!

Mehr Informationen unter:
www.aluminium-award.com

+GF+
GEORG FISCHER
PIPING SYSTEMS
Tempergussfittings
mit dem doppelten Plus
Georg Fischer Fittings GmbH
3160 Traisen / Österreich
www.fittings.at
Adding Quality to People's Lives.

VÖG Verein Österreichischer Gießereifachleute

Vereinsnachrichten

Mitglieder-informationen

Neue Mitglieder

Firmenmitglieder

Guss Fertigungs-Gesellschaft mbH.,
A-1220 Wien, Percostraße 8

Personalia

Wir gratulieren zum Geburtstag

Herrn Ing. **Helmut Schwaiger,** A-4560 Kirchdorf, Parkstraße 27, **zum 65. Geburtstag** am 13. Dezember 2007.

Geboren am 13. Dezember 1942 in Steyrling, O.Ö., besuchte Helmut Schwaiger die Grundschule in Steyrling und die Hauptschule in Windischgarsten, anschließend absolvierte er die BGSCH in Steyr (heute HTL) Fachrichtung Maschinenbau mit Matura 1963.

Nach Ableistung des Präsenzdienstes trat er 1964 als Werkzeugkonstrukteur in die damalige EUMIG in Kirchdorf a.d. Krems ein. Hier lernte er die Technologien Werkzeugbau, Kunststoff-Spritzguss, sowie den Druckguss für Aluminium und Magnesium mit Nachfolgebearbeitung kennen.

1968 wurde er mit der Leitung des Konstruktionsbüros und der neuen Technologie „NC-Programmierung" beauftragt.

Mit dem Konkurs der EUMIG am 15. August 1981 gab es für ihn zwar eine herbe Enttäuschung, doch bereits am nächsten Tag begann die Wiederbelebung des Standortes unter der Auffanggesellschaft DSG und 125 Mitarbeitern. Ab diesem Zeitpunkt war er als Technischer Leiter für den Werkzeugbau und die Konstruktion tätig, ehe er ab Februar 1984 als Betriebsleiter ein erweitertes Betätigungsfeld erhielt.

Mit den wechselnden Besitzverhältnissen von DSG zu Brockhaus, Perlmoser und zuletzt TCG war auch der Mitarbeiterstand der Unitech auf 1.200 Mitarbeiter angewachsen und veränderte auch das Aufgabengebiet und die Verantwortlichkeit als Werksdirektor, Technischer Direktor und zuletzt Group Director im TCG Konzern.

In diesen Funktionen konnte Ing. Helmut Schwaiger maßgeblich die Expansion des Unternehmens mitgestalten und es entstanden in dieser Zeit auch ein neues Kunststoffwerk in Kirchdorf und die UNITECH-Systemtechnik in Micheldorf.

Die größte Herausforderung war jedoch die Planung einer neuen Druckgießerei und neuer Produktionsabläufe im Werk Kirchdorf. In nur 2-jähriger Bauzeit wurde dieses Vorhaben von 1995 bis 1997 realisiert und damit die Kapazität verdoppelt.

Anlässlich der Fertigstellung und Eröffnung der neuen Gießerei wurde Dir. Helmut Schwaiger für die geleistete Aufbauarbeit das Goldene Verdienstzeichen des Landes Oberösterreich verliehen.

Besondere Bedeutung erlangte in diesen Jahren der Magnesiumdruckguss und das Recycling der Mg-Abfälle. Mit diesem Erfahrungspotential war Schwaiger ein gefragter Referent bei Fachtagungen im In- und Ausland. Auch eine rege Zusammenarbeit mit dem Österreichischen Gießerei-Institut in Leoben wurde damals begründet.

Von Juli 2002 bis September 2003 gab es eine letzte Herausforderung mit der technischen Unterstützung in einem neuen Werk in der slowenischen Hauptstadt Ljubljana.

Damit endete auch das Dienstverhältnis bei der TCG-Unitech und neue Aufgaben mit der eigenen Firma Tech-Consult nahmen ihren Anfang.

Herrn Ing. **Rudolf Haselmann,** A-3130 Herzogenburg, Feldgasse 13, **zum 70. Geburtstag** am 14. Dezember 2007.

Rudolf Haselmann wurde am 14. Dezember 1937 in Herzogenburg geboren, wo er die Grundschule besuchte und auch aufgewachsen ist. Anschließend besuchte er in St. Pölten die BGSCH, (heute HTL) Fachrichtung Maschinenbau, wo er 1956 maturierte.

Der „ Ernst des Lebens „ begann in Holland, wo er ein halbes Jahr im Zuge seiner Anstellung bei der „Ersten Österreichischen Glanzstofffabrik" am Zeichenbrett stand, was sich in Österreich bis Ende 1957 fortsetzte.

Ab Jänner 1958 war er bis zu seiner Pensionierung in der Eisengießerei der Firma Gebrüder Grundmann (heute Georg Fischer Eisenguss GmbH) tätig. Als Betriebsassistent war er anfangs im Rohgussbetrieb und anschließend in der Arbeitsvorbereitung beschäftigt, die ihm 1962 unterstellt wurde. Ab 1970 übernahm er die Gesamtleitung der Eisengießerei, die bis zu seiner Pensionierung am 31.12.1997 in seiner Hand blieb.

Der Schwerpunkt seiner Tätigkeit lag in erster Linie in der Ausrichtung der Gießerei auf den Automobilguss, nachdem sich Georg Fischer an dem Unternehmen beteiligte und es schließlich übernommen hat. In diesem Zeitraum war er mit der serienreifen Einführung der Werkstoffe GGG und GGV (auch SiMo), sowie mit den Großinvestitionen der Formerei, des Elektroschmelzbetriebes und der Fertigbearbeitung beschäftigt.

Enge Kontakte zum ÖGI, wo er auch im Beirat mitwirkte, zur WK NÖ, sowie zu den Konzerngießereien von Georg Fischer ergänzten seine Tätigkeiten.

Ein sichtbares Zeichen der Anerkennung seiner Tätigkeit war die Verleihung des „Goldenen Ehrenzeichens" für Verdienste um das Bundesland Niederösterreich am 25. November 1997.

Betriebsdirektor i.R. Dipl.-Ing.Dr.mont. **Gerhard Löcker,** A -8700 Leoben, Schillerstraße 6, **zum 75. Geburtstag** am 23. Dezember 2007.

Gerhard Löcker wurde 1932 in Leoben geboren, wo er nach der Grundschule auch das Bundesrealgymnasium besuchte und 1952 mit der Matura abschloss. Anschließend studierte er an der Montanistischen Hochschule Leoben die Fachrichtung Hüttenwesen und graduierte 1958 zum Diplomingenieur. Schon während des zweiten Studienabschnittes war Löcker von 1956 bis zur Ablegung der Diplomprüfung im März 1958 als Wissenschaftliche Hilfskraft an der Lehrkanzel für Metallkunde und Werkstoffprüfung bei Herrn Prof. Dr. Roland Mitsche tätig. In dieser Zeit fungierte er auch als Sportreferent der Österreichischen Hoch-

schülerschaft seiner Hochschule. Nach Studienabschluss trat Dipl.-Ing. Gerhard Löcker in das Werk Traisen der damaligen Österreichisch Alpine Montangesellschaft als Betriebsingenieur ein und blieb diesem Unternehmen bis zu seinem Übertritt in den Ruhestand treu.

1962 wurde Dipl.-Ing. Löcker die Leitung der Qualitätsstelle übertragen, wobei er ein umfangreiches Produktionsprogramm zu verantworten hatte: unlegierten bis hochlegierten Stahlguss (Gussstücke für den allgemeinen Maschinenbau; verschleißfeste Gussteile, vor allem aus 13%-Manganhartstahlguss für z.B. Baggereimer, Weichenherzen für den Gleisbau; Kraftwerkskomponenten, Turbinengehäuse, Francis- und Peltonlaufräder, Kaplanschaufeln), Gusseisen mit Kugelgrafit (Teile für den allgemeinen Maschinenbau, Hochofenkühlplatten u.a.), Temperguss (Fittings und in geringem Ausmaß auch Kundenguss).

Einen Teil seiner reichen Praxiserfahrung legte Dipl.-Ing. Löcker in einer Dissertation zum Thema „Beitrag zur Systematik der Grafitbildung aus metastabilen technischen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen" nieder, mit der er im Dezember 1968 zum Doktor der montanistischen Wissenschaften promovieren konnte.

1969 wurde Dipl.-Ing. Dr. mont. Gerhard Löcker zum Betriebschef und 1973 zum Betriebsdirektor ernannt und bekleidete diese Funktion bis zu seiner Pensionierung Ende 1987.

Seit 1965 arbeitete er im Fachnormenausschuss Gießereiwesen des Österreichischen Normungsinstitutes ON mit, von 1975 bis 2001 war er Vorsitzender dieses Gremiums.

Dipl.-Ing.Dr.mont. Gerhard Löcker ist seit 1967 Mitglied im Verein Österreichischer Gießereifachleute.

Ing. **Peter Kalkusch,** A-2122 Riedenthal, Hauptstraße 50, **zum 65. Geburtstag** am 25. Januar 2008

Geboren in Wien, schloß Peter Kalkusch 1962 die Ausbildung zum Gießerei-Ingenieur in der HTBL Wien X ab und trat sodann in der Maschinenfabrik Andritz den Posten eines Gießereiassistenten an. 1964 wechselte er als Anwendungstechniker zur FOSECO–Gießereidienst GmbH und baute dort den Vertrieb in den osteuropäischen Ländern auf. 1969 wurde er mit der Exportleitung der Bereiche Gießerei und Stahlwerke betraut.

1973 gründete Kalkusch ein Technisches Büro und war vorerst in Partnerschaft mit dem Ingenieurbüro Bardasch tätig, welches er 1975 übernahm. Sein Hauptaktionsbereich war die Vertretung namhafter Hersteller von Gießerei- und Stahlwerksanlagen in den Ländern Österreich, Ungarn und dem ehemaligen Jugoslawien. Die ursprüngliche Konzentration auf Formtechnik, Kernherstellung und Altsand-Rückgewinnung wurde bis 1980 im Bereich Gießereien auf den kompletten Anlagenbereich vom Schmelzen bis hin zur Gussbearbeitung ausgeweitet.

Im Bereich Kleingießereien und Technische Schulen wurden komplette Schmelz- und Sandmischanlagen konzipiert, montiert und in Betrieb genommen.

Zur Abrundung der Angebotspalette wurde 1987 das namhafte Handelsunternehmen Gasser GmbH gekauft, wodurch auch Hilfs- und Betriebsstoffe geliefert werden konnten und der Geschäftsumfang erheblich vergrößert wurde. Die Gasser GmbH wurde modernisiert und die Lieferpalette um innovative neue Produkte, wie z.B. trockene Kolbenschmiermittel, Spezialbetone und SIALON-Keramik, erweitert. Der Umsatz konnte so innerhalb von zehn Jahren verdreifacht werden. Mangels Nachfolger in der Familie entschloss sich Ing. Kalkusch Ende 2000 zum Verkauf der Gasser GmbH.

Sein Ingenieurbüro hat er durch einen Partner verstärkt und Ende 2003 an diesen – Herrn Dipl.-Ing. Johann Hagenauer – verkauft , wodurch Konstanz und Weiterführung gewährleistet waren.

Ing. Peter Kalkusch trat mit Ende 2004 in den Ruhestand.

Seit 1973 ist er Mitglied des Vereins Österreichischer Gießereifachleute und war auch viele Jahre in dessen Vorstand tätig.

Dipl.-Ing. **Friedrich Wohlmuther,** A-8045 Graz, Ginzkeygasse 4, **zum 70. Geburtstag** am 6. Februar 2008

Geboren am 6. Februar 1938 in Kalwang in der Obersteiermark, erlernte der Kriegswaise nach dem Besuch der Grundschule in der damaligen Schmidhütte in Liezen (ab 1954 Voest Liezen, heute MFL Maschinenfabrik Liezen und Gießerei GmbH) das Gießer-Handwerk für Stahl und Grauguss und legte 1955 die Abschlussprüfung mit ausgezeichnetem Erfolg ab. Sein Traum, Großgussstücke herzustellen, ging mit seinem Wechsel in die Gießerei der MFA Maschinenfabrik Andritz bei Graz schon ein Jahr später in Erfüllung, wo er dann bis 1961 als Former tätig war. Während dieser Zeit besuchte Wohlmuther neben seiner beruflichen Tätigkeit die Arbeitermittelschule und schloss diese 1961 mit der Matura ab.

Mit Unterstützung durch den damaligen Firmenvorstand, Gen. Dir. Sepp Kern, wurde Friedrich Wohlmuther von 1961 bis 1966 das Studium Hüttenwesen/Gießerei an der Montanistischen Hochschule in Leoben ermöglicht. Bedingung war, dass Wohlmuther eine Teilzeitbeschäftigung am Österreichischen Gießerei-Institut in Leoben annahm, von deren Entlohnung die Maschinenfabrik Andritz einen 50%-Anteil als „Stipendium" übernahm. Damit konnte Wohlmuther den Lebensunterhalt seiner schon vierköpfigen Familie am Studienort bestreiten. 1966 graduierte er zum Diplomingenieur und kehrte als Gießereiassistent und Leiter des Schmelzbetriebes an seine frühere Wirkungsstätte nach Andritz zurück. Als Pionierprojekt konnte er in Zusammenarbeit mit dem Beratungsunternehmen Dr. Karl Ableidinger neben den bestehenden Großkupolöfen eine Elektroschmelzanlage, bestehend aus einem 6-t-Induktionstiegelofen und einem 25-t-Rinneninduktionsofen zur Warmhaltung der für Großguss bis zu 70 t Gießgewicht erforderlichen Flüssigeisenmengen in Betrieb nehmen.

Nach dem Ausscheiden des Gießereileiters in die Pension wurde Dipl.-Ing. Wohlmuther ab 1969 mit dieser Funktion betraut.

Als die Gießerei der MFA 1982 geschlossen wurde, wechselte Dipl.-Ing Wohlmuther für 3 Jahre als Gießereileiter zur Gießerei der Maschinenfabrik J.M. Voith nach St. Pölten. 1985 kehrte der Ursteirer in sein Heimatbundesland nach Graz zurück und übernahm eine Stelle als HTL-Lehrer an der BULME, der Bundeslehranstalt für Maschinenbau und Elektrotechnik in Graz-Gösting. Nach 17 Jahren Lehrtätigkeit, in denen er jungen Menschen Wissen, vor allem aber Lebens- und Berufserfahrung weitergeben konnte, ist Dipl.-Ing. Friedrich Wohlmuther mit Beginn 2003 in den Ruhestand übergetreten. Seine Tätigkeit als allgemein beeideter und gerichtlich zertifizierter Sachverständiger für Hüttenwesen, Walz- und Gießereiprodukte hat er mit Ende 2006 beendet. Dem Verein Österreichischer Gießereifachleute ist Dipl.-Ing. F. Wohlmuther schon 1968 beigetreten.

Den Jubilaren ein herzliches Glückauf !

FROHE WEIHNACHT !

PETROFER-AUSTRIA
Industrial Oils & Chemicals

Salzburger Straße 54c
A-4800 Attnang-Puchheim
Tel. 07674/62 2 40
Fax 07674/65 1 39
e-mail: office@petrofer.at

Mit unseren herzlichsten Weihnachtsgrüßen verbinden wir den Dank für eine angenehme Zusammenarbeit und die besten Wünsche für ein gutes, erfolgreiches neues Jahr!

Das HWS Team bedankt sich für die gute Zusammenarbeit und wünscht Ihnen und Ihrer Familie

Frohe Weihnachten und ein Gutes Neues Jahr.

sinto
hws
HEINRICH WAGNER SINTO
Maschinenfabrik GmbH

Bahnhofstraße 101 • D-57334 Bad Laasphe, Germany
Tel.: +49 (0) 27 52 / 9 07-0 • Fax +49 (0) 27 52 / 9 07-2 80
info@wagner-sinto.de
www.wagner-sinto.com

INDUCTOTHERM DEUTSCHLAND GMBH

Hauptstraße 7
52152 SIMMERATH
Tel.: +49/2473/80 02
Fax: +49/2473/80 05
www.inductotherm.de

Ein frohes Weihnachtsfest wünschen wir unseren Kunden und Geschäftsfreunden.

HASCO

Mit den besten Wünschen für die Festtage und das kommende Jahr verbinden wir unseren Dank für die angenehme Zusammenarbeit.

HASCO AUSTRIA Ges.m.b.H.
A-2353 Guntramsdorf – Industriestraße 21
Im Dezember 2007

FEUERFESTE MASSEN
OFEN PRODUKTE
GIESSFILTER
SCHAMOTTE
EXO-ISO-SPEISER

GIBA

ROHEISEN
QUARZSANDE
STRAHLSANDE
LEGIERUNGEN
CHROMERZE

A – 2134 REICHERSDORF, Industriestraße 12 TEL. 02182/7777 FAX 7777-19

Wir wünschen frohe Festtage und ein glückliches neues Jahr!

„Frohe Weihnachten
&
ein glückliches
neues Jahr!"

GEMCO®
CAST METAL TECHNOLOGY

www.gemco.nl

Wir danken allen Kunden für das Vertrauen, das sie im vergangenen Jahr in unser Unternehmen gesetzt haben und wünschen ihnen frohe Weihnachten und ein erfolgreiches neues Jahr!

FURTENBACH

Ges.m.b.H.

A-2700 Wr. Neustadt
Neunkirchner Straße 88
Tel. (0 26 22) 64 2 00-0
Fax (0 26 22) 24 398
e-mail: sales@furtenbach.com

ASK Chemicals

AS - HANTOS GmbH

A - 1220 Wien, Hirschstettnerstraße 15 - 17
Tel.: 01 203 63 77 - Fax.: 01 203 63 77 85
info@ask-chemicals.at - www.ask-chemicals.at

Wir wünschen allen Freunden unseres Hauses ein gesegnetes Weihnachtsfest und ein Glück-Auf im neuen Jahr !

voestalpine Giesserei Traisen GmbH

FÜHREND IN GUSSKOMPONENTEN
LEADER IN CAST COMPONENTS

- Unlegierter Stahlguss
- Vergütungsstahlguss
- Manganhartstahlguss
- Martensitischer Stahlguss
- Rost- und säurebestendiger Stahlguss
- Austenitischer Stahlguss
- Warmfester Stahlguss
- Kaltzäher Stahlguss
- Verschleißfester Stahlguss
- Sonderlegierungen
- Sphäroguss

- plain carbon steel castings
- quenched and tempered steel castings
- austenitic manganeese steel castings
- martensitic steel castings
- austenitic-ferritic steel castings (DUPLEX)
- austenitic steel castings
- steel castings for high temperature service
- steel castings for low temperature service
- wear-resistent steel castings
- special alloyed castings
- nodular iron castings

voestalpine Giesserei Traisen GmbH
Mariazeller Straße 75
A-3160 Traisen
AUSTRIA

phone +43/(0)2762/505/0
fax +43/(0)2762/505/253
e-mail office.traisen@voestalpine.com
www.voestalpine.com/giesserei-traisen

voestalpine
EINEN SCHRITT VORAUS.