

Giesserei Rundschau

voestalpine Giesserei Linz GmbH

*Frohe Weihnachten und
ein herzliches
Glückauf 2014!*

Besuchen Sie uns unter:
www.voestalpine.com/giesserei_Linz

voestalpine

EINEN SCHRITT VORAUS.

BORBET
Austria

Ein Unternehmen der BORBET-Gruppe



Wir wünschen ein frohes Weihnachtsfest,
verbunden mit dem Dank an unsere
Freunde und Partner, sowie ein
erfolgreiches, gutes neues Jahr.



BORBET
Borbet Group

www.borbet-austria.at

Füll

YOUR FUTURE



WIR WÜNSCHEN ALLEN UNSEREN KUNDEN,
PARTNERN UND LIEFERANTEN EINE SCHÖNE
WEIHNACHTSZEIT, ERHOLSAME FEIERTAGE
UND EIN GUTES NEUES JAHR.

Quarzwerke Österreich GmbH wünscht allen Lesern
erholsame Feiertage zu Weihnachten und ein erfolgreiches Neues Jahr.

www.quarzwerke.at



Quarzwerke

*Zum Weihnachtsfest besinnliche Stunden –
Zum Jahresende Dank für Ihr Vertrauen –
Im Neuen Jahr auf weiterhin gute Zusammenarbeit!*



*Fachverband der Gießereiindustrie Österreichs
Verein Österreichischer Gießereifachleute VÖG
Österreichisches Gießerei-Institut ÖGI
Lehrstuhl für Gießereikunde a.d. Montanuniversität Leoben*

*Verlag und Redaktion danken allen Autoren
und Inserenten für die gute Zusammenarbeit und
der geschätzten Leserschaft für ihr Interesse und wünschen
Gesegnete Weihnachten und ein erfolgreiches Neues Jahr!*



Impressum

Herausgeber:

Verein Österreichischer
Gießereifachleute, Wien, Fachverband
der Gießereiindustrie, Wien
Österreichisches Gießerei-Institut des
Vereins für praktische Gießereifor-
schung u. Lehrstuhl für Gießereikunde
an der Montanuniversität, beide Leoben

Verlag Strohmayer KG

A-1100 Wien, Weitmosergasse 30
Tel./Fax: +43 (0)1 61 72 635
E-Mail: giesserei@verlag-strohmayer.at
www.verlag-strohmayer.at

Chefredakteur:

Bergat h.c. Dir.i.R.
Dipl.-Ing. Erich Nechtelberger
Tel./Fax: +43 (0)1 44 04 963
Mobil: +43 (0)664 52 13 465
E-Mail: nechtelberger@voeg.at

Redaktionsbeirat:

Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek
Dipl.-Ing. Dr. mont. Hans-Jörg Dichtl
Prof. Dr.-Ing. Reinhard Döpp
Magn. Univ.-Prof. Dipl.-Ing.
Dr. techn. Wilfried Eichlseder
Dipl.-Ing. Dr. mont. Georg Geier
Dipl.-Ing. Dr. techn. Erhard Kaschnitz
Dipl.-Ing. Adolf Kerbl, MAS
Dipl.-Ing. Dr. mont. Leopold Kniewallner
Dipl.-Ing. Dr. mont. Thomas Pabel
Dipl.-Ing. Gerhard Schindelbacher
Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. Peter
Schumacher

Anzeigenleitung:

Irmtraud Strohmayer
Tel./Fax: +43 (0)1 61 72 635
Mobil: +43 (0)664 93 27 377
E-Mail: giesserei@verlag-strohmayer.at

Abonnementverwaltung:

Johann Strohmayer
Tel./Fax: +43 (0)1 61 72 635
E-Mail: giesserei@verlag-strohmayer.at

Bankverbindung des Verlages:

PSK Bank BLZ 60000
Konto-Nr. 00510064259

Jahresabonnement:

Inland: € 61,00 Ausland: € 77,40
Das Abonnement ist jeweils einen
Monat vor Jahresende kündbar, sonst
gilt die Bestellung für das folgende Jahr
weiter. 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 einge-
sandte Manuskripte und Bilder werden
nicht zurückgeschickt. Angaben und
Mitteilungen, welche von Firmen stam-
men, unterliegen nicht der Verantwort-
lichkeit der Redaktion.

Offenlegung nach § 25 Mediengesetz
siehe www.voeg.at

VOEG Giesserei Rundschau

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

INHALT

Die voestalpine GIESSEREI LINZ GMBH

produziert hochqualitative Stahlgussprodukte mit
Stückgewichten bis zu 200 Tonnen. Angeboten wer-
den alle Stahlgusswerkstoffe nach internationalen
Normen und/oder nach Kundenspezifikationen. Im
Lieferprogramm sind auch Nichteisenmetallguss,
z.B.: Gleitelemente und Schieber für die Autoin-
dustrie, und anspruchsvoller Sphäroguss, über die
GIESSEREI TRAISEN GmbH als Tochtergesellschaft.
Im Mittelpunkt der Strategie von voestalpine GIES-
SEREI LINZ stehen Weiterentwicklung und konse-
quente Forcierung technologisch anspruchsvoller
Produkte für die Energietechnik, den Kompresso-
ren-, Maschinenbau- sowie den Offshore-Bereich.

www.voestalpine.com/giesserei



BEITRÄGE

- 326** ➔ **60 Jahre Giesserei Rundschau**
- 328** ➔ **Beitrag zur Entwicklung der Eisengussdiagramme**
- 335** ➔ **Wirtschaftliches Stahlgießen für die Produktion von Turbinengehäusen – Entwicklung Werkstoff und Einführung in den Serienprozess**
- 344** ➔ **Einsatz der Dauertemperaturmessung bei Fritz Winter Eisengießerei & Co. KG., Stadtallendorf/D**
- 348** ➔ **Erhöhung der Dauerfestigkeit bei Zylinderkurbelgehäusen aus GJL durch Festigkeitsstrahlen**
- 356** ➔ **Die Keil-Theorie – Ein neuer Ansatz zur Erklärung der Bildung von Chunky-Graphit in Gusseisen mit Kugelgraphit**
- 375** ➔ **Klimaschutz durch Energieeffizienz – Abwärmenutzung an einem Kupolofen bei GF Automotive**

TAGUNGEN/ SEMINARE/MESSEN

- 347** Programm 14. Int. Deutscher Druckgusstag, Nürnberg, 14./16.01.2014
- 343** Programm 1.VDI-Tagung „Gießen v. Fahrwerks- u. Karosseriekomponenten“, München, 11./12.02.2014
- 376** Programm FFP 10. Duisburger Formstoff-Tage, 18./19.02.2013
- 377** Vorschau 71. Gießerei-Weltkongress, Bilbao, 19./23.05.2013
- 378** Veranstaltungskalender

AKTUELLES

- 379** Aus dem ÖGI Firmennachrichten
- 388** Vereinsnachrichten Personalien

VÖG-VEREINSNACHRICHTEN

LITERATUR

- 390** Bücher und Medien

MEDIADATEN 2014

- 392** Redaktionsplan

Giesserei Rundschau 60 Jahre



1953

Die **GIESSEREI NACHRICHTEN** erscheinen anlässlich der 3. Fachtagung des VÖG erstmals gedruckt. Ein Fachautorenteam unter Federführung von Dir. Dipl.-Ing. Josef Krammel entsteht. Der regelmäßige Erfahrungsaustausch über alle Neuentwicklungen im Gießereiwesen wird eingeleitet.

1963/64

Das Vereinsorgan erhält im 10. Jahrgang einen neuen Namen: **Giesserei Rundschau**, ein neues Gesicht und einen neuen Verlag. Das Blatt entwickelt sich in der Folge von einem Vereinsorgan zu einer international anerkannten Fachzeitschrift. Als Herausgeber schließen sich dem VÖG der Fachverband der Österreichischen Gießerei-Industrie und das Österreichische Gießerei-Institut (ÖGI) an.

1975

Der langjährige VÖG-Geschäftsführer Prof. Dkfm. Ing. Dr. Franz Sigut wird Chefredakteur.

2002

Der neu gewählte VÖG-Geschäftsführer Erich Nechtelberger übernimmt die Schriftleitung. Der Lehrstuhl für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben wird als Mitherausgeber aufgenommen. Die in der Digitaldruckerei Robitschek hergestellte **Giesserei Rundschau** erscheint im neuen Layout.

2010

Der langjährige Verleger, Herr Dr. Christian Lorenz, zieht sich mit Ende 2009 in die Pension zurück und schließt den Verlag Lorenz. Mit Beginn 2010 übernimmt der Verlag Strohmayer die **Giesserei Rundschau**.



In den 60 Jahren seit der Gründung hat die Giesserei Rundschau wesentlich zur Wissensvermittlung innerhalb der Gießerei-Industrie unseres Landes, aber auch über die Grenzen hinaus beigetragen; sie genießt hohe Anerkennung und Wertschätzung in unseren Nachbarstaaten. Diese sehr positive Entwicklung unseres Fachorgans wurde anlässlich des 50-Jahrjubiläums im Heft 9/10-2003 ausführlich beschrieben.

Heute wollen wir uns vor allem der letzten Dekade dieses Jubiläums widmen, die sehr wesentlich von Chefredakteur Bergrat h.c. Dipl.Ing. Erich Nechtelberger geprägt wurde. In diesem Zeitraum ab 2002 wurden sowohl Layout, Qualität und Umfang der Fachbeiträge als auch die Informationen über Mitgliedsfirmen und Zulieferindustrien gewaltig gesteigert.

Gerade in einer innovativen Branche, wie das Gießen metallischer Werkstoffe, ist der Wissenstransfer zwischen den Gießereien und der Zulieferindustrie auf der einen Seite und den Abnehmerfirmen auf der anderen Seite von großer Bedeutung. Unser Organ trägt darüber hinaus maßgeblich dazu bei, dass sowohl die angewandte Forschung des Österreichischen Gießereinstitutes als auch die Grundlagenforschung des Lehrstuhles für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben den Firmen und Anwendern näher gebracht werden. Diese Rolle der Vermittlung von Theorie und Praxis wird von unseren Gießereibetrieben äußerst positiv gesehen und sie unterstützen unsere Zeitschrift, wo immer es auch notwendig ist.

Nicht zu unterschätzen ist die Rolle unserer Giesserei Rundschau als Imageträger für eine Branche, die zu den ältesten Urformgebungstechniken zählt. In unserer schnelllebigen Zeit werden diese alten Techniken mit einem auch für unsere Zeit hohen Entwicklungspotential gerne vergessen und zur Seite geschoben, beziehungsweise verkannt. Um dem entgegen zu wirken, haben zahlreiche Beiträge zur Energie- und Materialeffizienz, neue Wege zur fachspezifischen Weiterbildung und zur Stärkung der dualen Ausbildung die Meinungsbildung über unsere Branche positiv gefördert.

Dieser Quantensprung unserer Zeitschrift ist Herrn Nechtelberger dank seiner hartnäckigen und zielorientierten Art bestens gelungen. Hervorzuheben ist auch sein Geschick, mit der Druckerei Robitschek und dem neuen Verlag Strohmayer gute Partner aufgebaut zu haben, denen an dieser Stelle ebenfalls gedankt sei.



Frau Elisabeth Hellmer, Layouterin der Druckerei Robitschek und Chefredakteur Erich Nechtelberger besprechen die Gestaltung des Jubiläumshäftes.



Imtraud Strohmayer und Sohn Christian bei der Verlagsarbeit.

Zum 60 jährigen Jubiläum der Giesserei Rundschau gratulieren die Herausgeber sehr herzlich und danken allen, die am guten Gelingen mitgewirkt haben, insbesondere Herrn Erich Nechtelberger für seinen unermüdlichen Einsatz. Wir wünschen unserer Giesserei Rundschau weiterhin eine erfolgreiche Zukunft!

Mit herzlichem Glück auf!

Die Herausgeber:

Verein Österreichischer Gießereifachleute VÖG
 Fachverband der Österreichischen Gießereiindustrie
 Verein für praktische Gießereiforschung – ÖGI
 Lehrstuhl für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben

Komm.-Rat Ing. Michael ZIMMERMANN
 Komm.-Rat Ing. Peter MAIWALD
 Dipl.Ing. Dr.mont. Hansjörg DICHTL
 Prof. Dr.-Ing Peter SCHUMACHER

Beitrag zur Entwicklung der Eisengussdiagramme*)

About the Development of the Diagrams for Gray Cast Iron



Prof. emerit. Dr.-Ing. Reinhard Döpp,

Jahrgang 1933, nach Studium der Gießereitechnik an der RWTH Aachen wissenschaftlicher Mitarbeiter am dortigen Gießerei-Institut bei Prof. Dr.-Ing. W. Patterson.

Von 1964 bis 1983 Gießereileiter u. Mitinhaber des von seinem Großvater 1881 gegründeten Familienunternehmens, der heutigen Friedrich Ischebeck GmbH,

Grau- und Tempergießerei in Ennepetal/D. Von 1983 bis zur Emeritierung 2002 Professor für metallurgische Grundlagen der Gießereitechnik am Institut für Eisenhüttenkunde und Gießereiwesen der TU Clausthal.

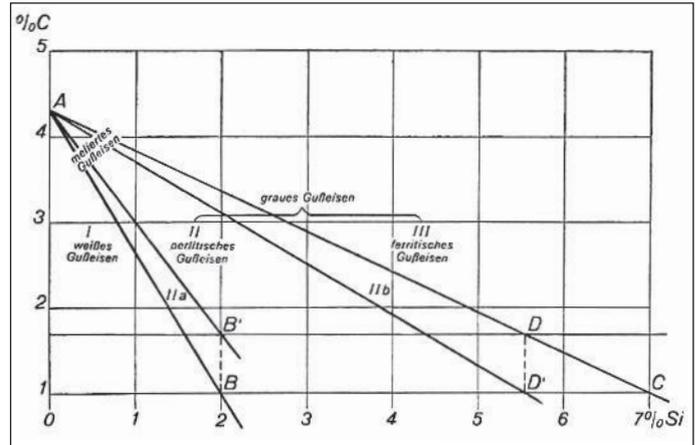


Abb. 1: Strukturdiagramm des Gusseisens nach E. Maurer [3]; Guss in lufttrockene Formen für Probestäbe mit 30 mm Dmr.

Schlüsselwörter: Gusseisendiagramme, Eisengussdiagramme

Ziel und Aufgabe

Die Eisengussdiagramme (früher: Gusseisendiagramme) haben das Ziel und die Aufgabe, aus der chemischen Zusammensetzung (vorwiegend C und Si) und aus den Abkühlungsbedingungen (vorwiegend Durchmesser des getrennt gegossenen Probestabes bzw. repräsentative Wanddicke des Gussstücks) in erster Näherung das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften der Gussstücke (Probestäbe und reale Gusskomponenten) zu bestimmen.

Umgekehrt soll bei vorgegebenen Abkühlbedingungen (vorwiegend Geometrie des Gussstücks, aber auch Art, Menge und Temperatur des Formstoffs und nicht zuletzt die Gießtemperatur) und bei bestimmten geforderten mechanischen Eigenschaften (einzeln festgelegt oder durch die bestellte Normsorte definiert) die notwendige chemische Zusammensetzung (besonders C und Si) möglichst treffsicher ermittelt werden.

Frühe Stufen der Eisengussdiagramme

E. Piwowarsky [1] sowie W. Patterson und Mitarbeiter [2] haben eingehend die frühen Stufen der Gusseisendiagramme und ihrer Vorläufer von A. Ledebur 1892 bis H. Laplanche 1947 [1] bzw. W. Patterson und F. Iske [2] beschrieben (A. Ledebur 1892, F. J. Cook 1910, E. Maurer 1924, F. Greiner und T. Klingenstein 1926, E. Maurer und P. Holtzhausen 1927, F. B. Coyle und H. Uhlitzsch 1929/30, H. Uhlitzsch und W. Weichelt 1933, A. Koch und E. Piwowarsky 1933, H. Uhlitzsch und K. Appel 1936, K. Sipp 1940/41, H. Laplanche 1947/49, W. Patterson und F. Iske 1958).

Hinsichtlich des Einflusses der chemischen Zusammensetzung und der Abkühlungsbedingungen auf das Gefüge des Eisengusses (von rein weiß bis rein grau) beginnt die Entwicklung mit dem Maurer-Diagramm 1924 [3] (Abb. 1). Der Begriff *melirtes Gusseisen* gilt streng

nur für das Feld IIa. Das Diagramm bezieht sich auf mittlere Abkühlungsverhältnisse bei lufttrockenen Formen und auf 30-mm-Dmr.-Stäbe [1]. E. Maurer und P. Holtzhausen [4] deuten mit Abb. 2 schon den gebogenen Verlauf der Gefügefildbegrenzungslinien am Beispiel des Perlitfeldes II an (für Wanddicken zwischen 10 und 90 mm). Ausgeprägter zeigen dies H. Uhlitzsch und W. Weichelt [5] mit Abb. 3. Allgemein werden sämtliche Gefügefildbegrenzungslinien mit steigender Abkühlungsgeschwindigkeit nach rechts zu höheren Si-Werten verschoben.

Für Probestäbe mit 30 mm Dmr. zeigt Abb. 4 nach H. Laplanche [6] die Gefügefildgrenzen $K = 0,65/0,85/2,05/3,10$ für die fünf typischen Bereiche I weiß, IIa melirt (weiß + grau), II grau perlitisch, IIb grau perlitisch-ferritisch und III grau ferritisch). Entscheidend für das Gefüge ist nach H. Laplanche der Graphitisierungsgrad K

$$K = 4/3 \text{ Si} [1-5/(3 \text{ C}+\text{Si})] \quad (1)$$

Hier ist schon deutlich zu erkennen, dass nicht der Sättigungsgrad S_c , das Verhältnis des gemessenen C-Gehalts zum eutektischen C-Gehalt, vereinfacht

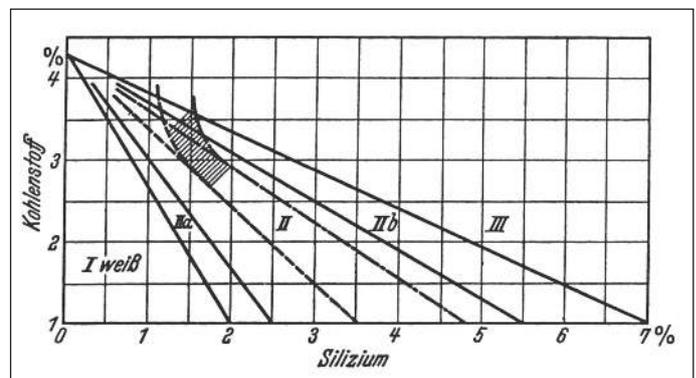


Abb. 2: Gusseisendiagramm nach E. Maurer und P. Holtzhausen [4]; Guss in getrocknete Formen, schraffiertes Perlitfeld für Wandstärken von 10 bis 90 mm.

*) Nachdruck mit Zustimmung des Herausgebers aus VDG-Fachbericht 090 (100 Jahre VDG – 100 Jahre Gießereitechnik. 2. Gießereihistorisches Kolloquium, Klostergut Paradies, Düsseldorf, im Oktober 2012, S. 106/112).

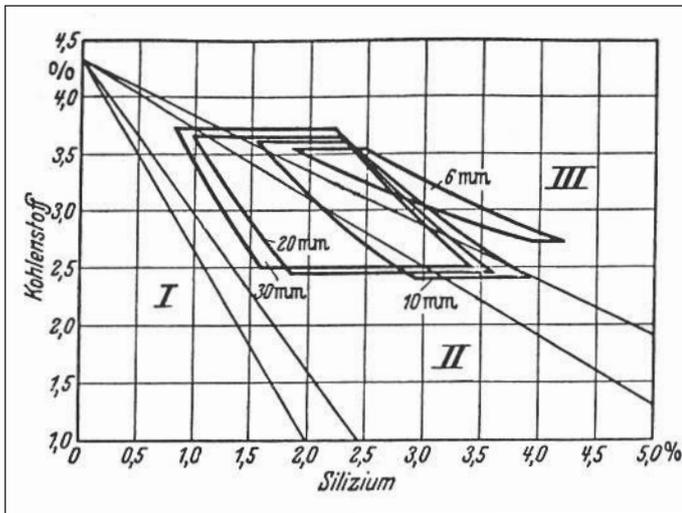


Abb. 3: Gusseisenschaubild nach H. Uhlitzsch und W. Weichert [5]; Perlitfeld für Guss in grüne Formen.

kann nach C und Si ganz unterschiedlich zusammengesetzt sein. Die allgemeine Form des Sipp-Diagramms mit den ursprünglichen Koordinaten Sättigungsgrad S_c und Wanddicke (siehe Abb. 5) wäre daher das „verbesserte Sipp-Diagramm“ (Abb. 6) mit den neuen Koordinaten Graphitisierungsgrad K nach H. Laplanche und Probestabdurchmesser (x) bzw. Wanddicke ($x/2$) nach W. Patterson und R. Döpp [8].

Das Strukturdiagramm des Gusseisens nach F. Greiner und T. Klingenstein (Abb. 7) [1, 9] legt nahe, dass eine bestimmte Summe $C + Si$ bei einer bestimmten Wandstärke der Gussstücke zu einem bestimmten Gefüge führt. Das kann, ähnlich dem ursprünglichen Sipp-Diagramm, nicht allgemein zutreffen. $C + Si = 5$ kann z. B. 3 % C + 2 % Si bedeuten. Dann ist das Gefüge bei 15 mm Wanddicke entsprechend Abb. 4 mit 30 mm Probestabdurchmesser grau perlitisch. Bei 4 % C und 1 % Si wäre meliertes Gefüge zu erwarten, eine Mischung aus Ledeburit (weiß) und

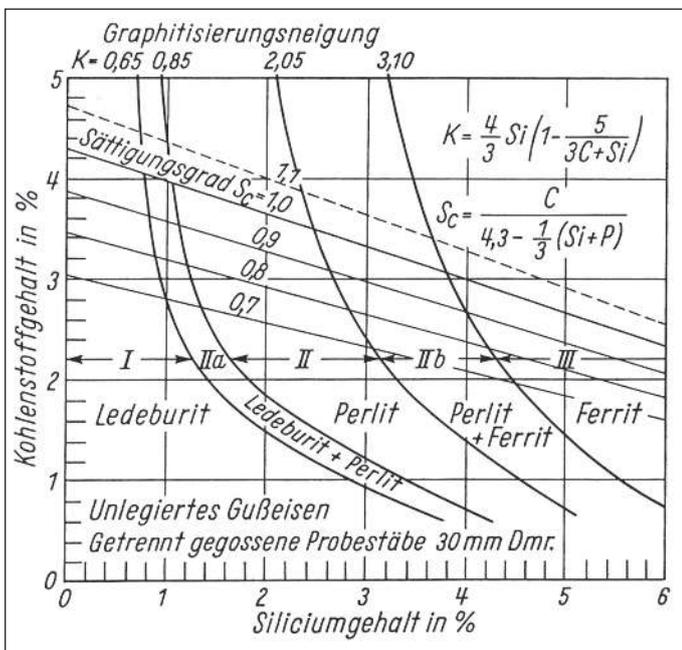


Abb. 4: Gusseisenschaubild nach H. Laplanche [6]; Gefügefeldgrenzen mit Werten des Graphitisierungsgrades K für getrennt gegossene Probestäbe mit 30 mm Dmr. und Guss in normalen „grünen“ Gießereisand; Sättigungsgrad S_c nach vereinfachter VDG-Formel und 0 % P; nach W. Patterson und R. Döpp: Gießereiforschung 21 (1969) Nr. 2, S. 88, Abb. 3.

$$S_c = C_{gem.} / [4,3 - 1/3 (Si+P)] \quad (2)$$

oder etwas genauer

$$S_c = C_{gem.} / (4,3 - 1/4 Si - 1/2 P) \quad (3)$$

selbst bei konstanter Abkühlungsgeschwindigkeit das Gefüge eindeutig festlegt, sondern der Graphitisierungsgrad K nach H. Laplanche (s. o.).

Das oft erwähnte und mit hohem versuchstechnischen Aufwand entwickelte „Gusseisengefüge-Schaubild“ nach K. Sipp (Abb. 5) [7] gilt quantitativ nur unter der Voraussetzung, dass steigende S_c -Werte auch steigende K -Werte bedeuten. Das wäre anhand der Originalwerte des Sipp-Diagramms noch zu prüfen. Ein und derselbe S_c -Wert

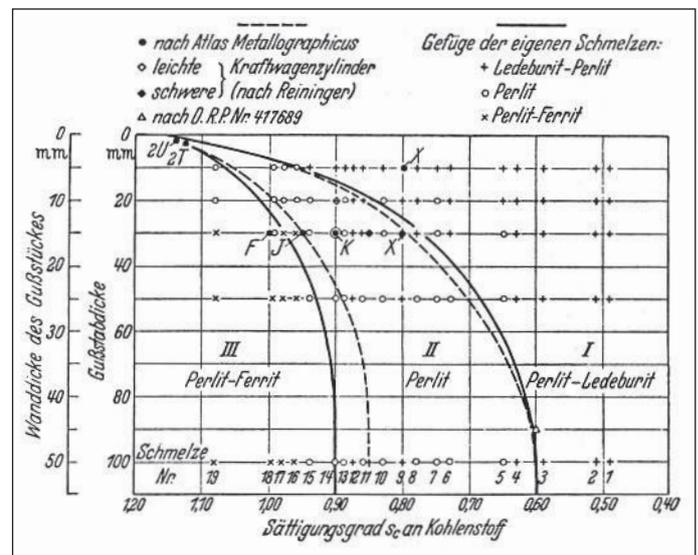


Abb. 5: Beziehung zwischen Gefüge des Gusseisens, seinem Sättigungsgrad an Kohlenstoff und der Wanddicke des Gussstücks nach K. Sipp [7].

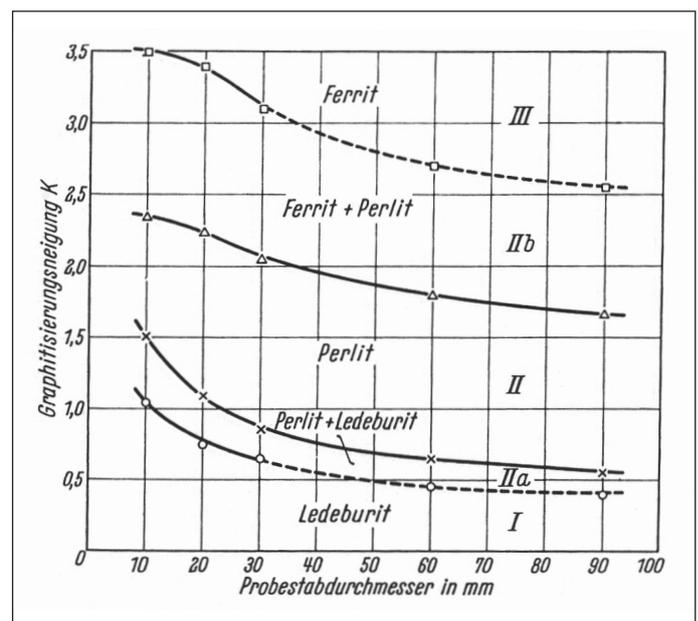


Abb. 6: Verbessertes Sipp-Diagramm nach W. Patterson und R. Döpp [8] mit Graphitisierungsgrad K nach H. Laplanche [6] und Probestab-Dmr. x (für Gussstückwanddicke $x/2$).

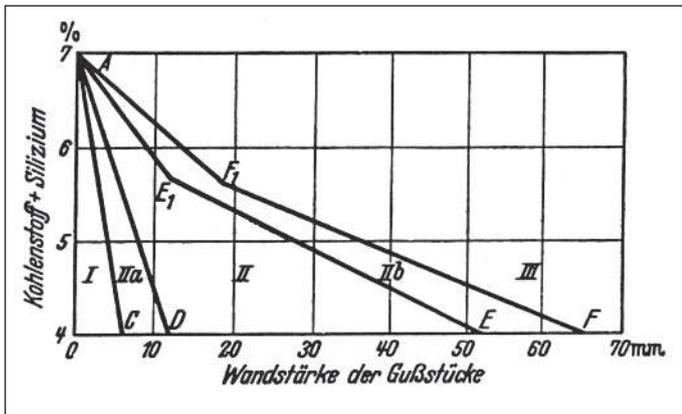


Abb. 7: Strukturdiagramm des Gusseisens nach F. Greiner und T. Klingenstein [1, 9].

Osannit (grau). Auch hier könnte die chemische Zusammensetzung durch Umwandlung der tatsächlichen C- und Si-Werte in Werte des Graphitisierungsgrades K nach H. Laplanche eine verbindlichere Einflussgröße ergeben.

Gefüge und Eigenschaften hängen bekanntlich eng zusammen. So liegt es nahe, dass schon relativ früh einige Autoren von Gusseisendiagrammen die mechanischen Eigenschaften einbeziehen, besonders Härte und Zugfestigkeit [1, 2]: F. J. Cook 1910, F. B. Coyle und H. Uhlitzsch 1929/30, A. Koch und E. Piwowarsky 1933 sowie H. Uhlitzsch und K. Appel 1936.

Neuere Eisengussdiagramme

Eine ganz bemerkenswerte Leistung in der Entwicklungsreihe der Gusseisendiagramme ist das Normungsdiagramm von A. Collaud 1954/55 (Abb. 8) [10]. Es verbind-

det nicht nur die Zugfestigkeit im getrennt gegossenen Probestab von 30 mm Dmr. und damit die Normsorte (Abszisse) mit den Zugfestigkeiten bei anderen Wanddicken (Ordinate), sondern fügt die elementaren monovarianten Eigenschaften Härte und Elastizitätsmodul im Ursprung hinzu. Deren Produkt ergibt näherungsweise die divariante Eigenschaft Zugfestigkeit, weil der E-Modul von Art und Menge des Graphits abhängt, die Härte von Art und Menge der metallischen Grundmasse. Ein typischer Collaud-Punkt liegt nach R. Mitsche [11] bei einer Zugfestigkeit von 200 N/mm² im getrennt gegossenen Probestab von 30 mm Dmr. Dieses naheutektische Eisen (theoretisch genau Sc = 1,0) hat gleichzeitig eine Härte von 200 HB und einen E₀-Wert von 100.000 N/mm².

W. Patterson und F. Iske führten 1958 mit Abb. 9 [12] als allgemeines Maß für die Abkühlungsbedingungen das Verhältnis Oberfläche/Volumen ein. Unter ähnlichen Praxisbedingungen wie bei A. Collaud erhielt man gut übereinstimmende Festigkeitswerte.

Aufbauend auf den grundlegenden ausgezeichneten Arbeiten von H. Laplanche 1947/49 [6], A. Collaud 1954/55 [10], P. A. Heller und H. Jungbluth 1955 [13], W. Patterson und F. Iske 1958 [12] sowie W. Oelsen, K. Rosch und K. Orths 1955 [14] und W. Oelsen mit E. Schürmann 1958 [15] entwickelten W. Patterson und R. Döpp 1959/60 [8] das Betriebsnomogramm für Grauguss (Abb. 10). Dieses Betriebsschaubild wurde 1979 durch Eintragen der Werkstoffbänder für die Festigkeitsstufen nach DIN 1691 (heute: DIN EN 1561) verbessert, um die Handhabung für die Gießer und deren Kunden zu erleichtern (Abb. 11) [16]. Es zeigt die Beziehung zwischen chemischer Zusammensetzung (Sättigungsgrad Sc bzw. Werkstoffsorte nach DIN 1691, heute DIN EN 1561, senkrechte Achse) und Abkühlgeschwindigkeit (Wanddicke, waagerechte Achse) einerseits und mechanischen Eigen-

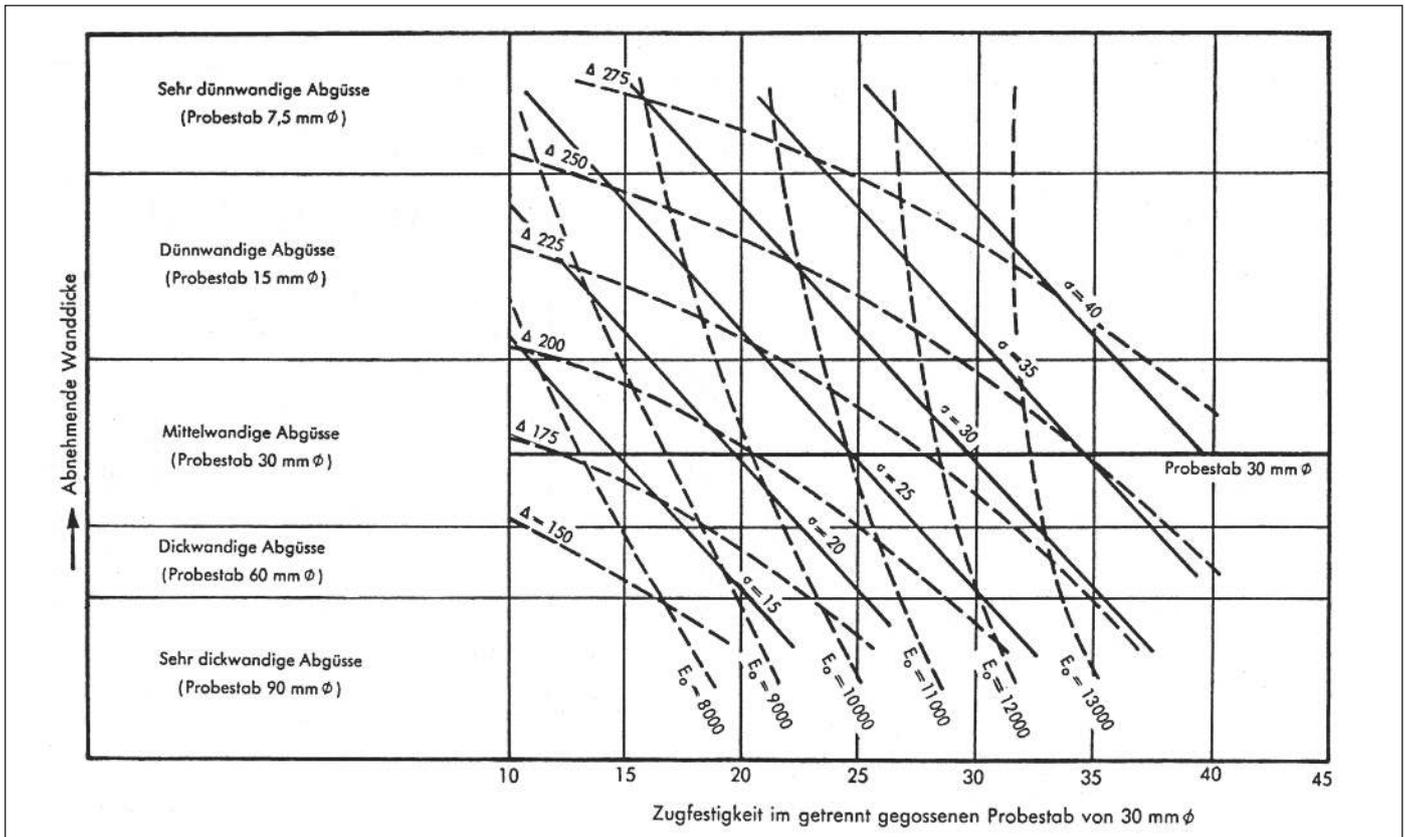


Abb. 8: Normungsdiagramm für Grauguss von A. Collaud [10].

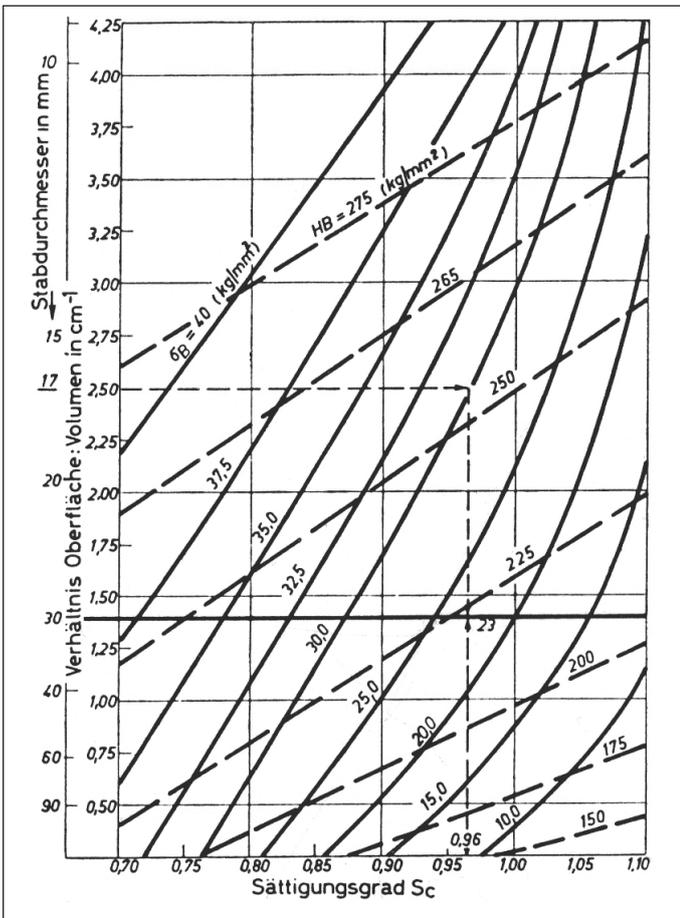


Abb. 9: Nomogramm zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften in Probestab und Gussstück bei bekanntem Sättigungsgrad und Oberflächen-Volumen-Verhältnis nach W. Patterson und F. Iske [12].

schaften (Zugfestigkeit, Härte, Elastizitätsmodul im Ursprung) im Gussstück (Wanddicke x) und im getrennt gegossenen Probestab (Dmr. $2 \cdot x$) andererseits. Jeder Diagrammpunkt bedeutet eine bestimmte Kombination von

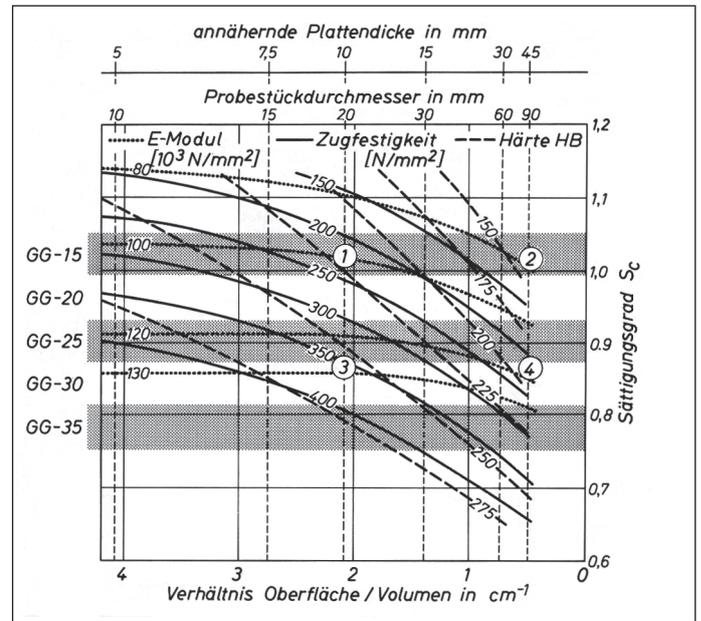


Abb. 11: Verbessertes Betriebsschaubild für Grauguss mit Werkstoffbändern nach DIN 1691 (heute DIN EN 1561) nach R. Döpp [16].

mechanischen Eigenschaften bei einer bestimmten Wanddicke. Gleichzeitig legt er die zu wählende Werkstoffsorte nach DIN 1691 (heute: DIN EN 1561) fest.

Wenn eine bestimmte mechanische Eigenschaft in einer bestimmten maßgeblichen Wanddicke gefordert wird, kann der Gießer die einzustellende chemische Zusammensetzung (Werte für C und Si) durch Schnittpunkt der Linien von Sättigungsgrad S_c und Graphitisierungsgrad K (nach H. Laplanche) bestimmen. Damit liegt auch die metallurgische Gleichgewichtstemperatur fest, die unter anderem das Abbrandverhalten und die Fehlerneigung, hier Schlackenbildung, mitbestimmt [17].

Einige weitere Diagramme aus neuerer Zeit, u. a. **Abb. 12** von W. Bauer und E. Nechtelberger 1989 [18] so-

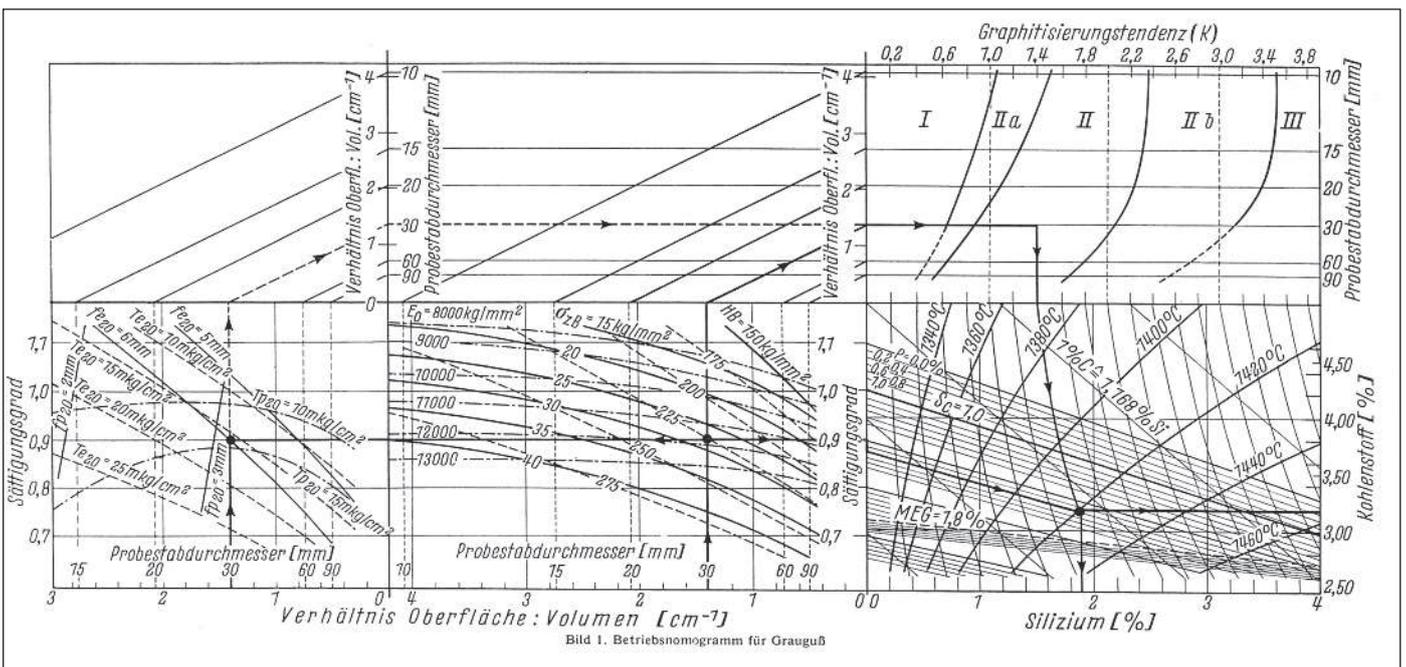


Abb. 10: Betriebsnomogramm für Grauguss nach W. Patterson und R. Döpp [8].

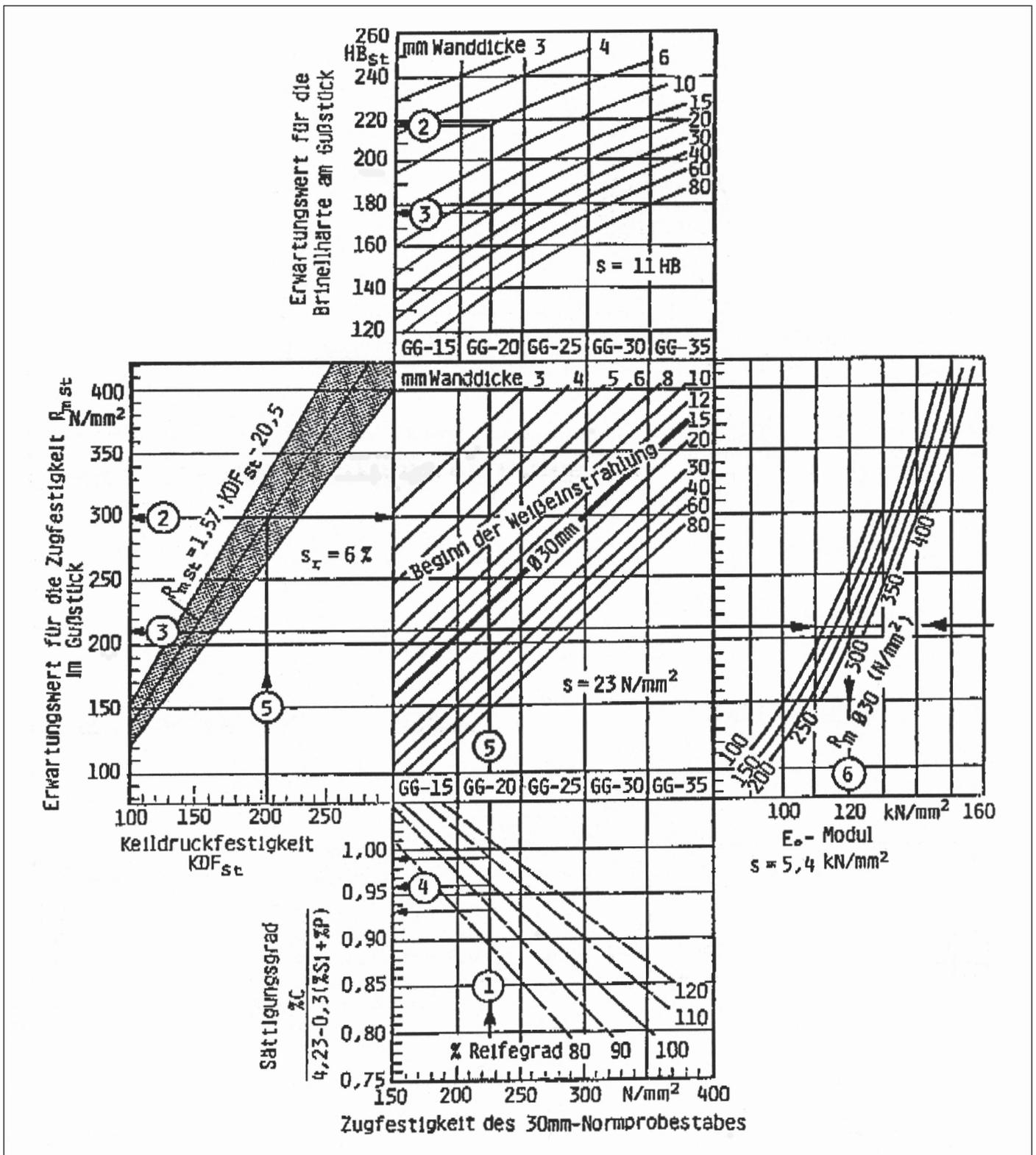


Abb. 12: Nomogramm für die Erwartungswerte der mechanischen Eigenschaften von unlegiertem Gusseisen mit Lamellengraphit nach W. Bauer und E. Nechtelberger [18].

wie zwei Dissertationen an der TU Clausthal (H. Schlingloff 1996 [19] und J. Pupava 2000 [20]) konzentrieren sich auf die mechanischen Eigenschaften, ihre Bewertung durch Reifegrad RG und Relative Härte RH nach W. Paterson 1958 [21, 22] sowie ihre Zusammenhänge mit deutschen und europäischen Normen.

Die letzte, bisher unveröffentlichte Fassung der üblichen Analysenbereiche für die Fe-C-Gusswerkstoffe im Laplanche-Diagramm mit K- und Sc-Linien sowie metal-

lurgischen Gleichgewichtstemperaturen nach Vorschlag des TU Clausthal-Mitarbeiters S. Ratkovic zeigt Abb. 13 in Anlehnung an eine frühere Darstellung [17].

Rückblick und Ausblick

Ein Schlüsselerlebnis ist die Feststellung, dass in ganz unabhängigen belgischen Untersuchungen von A. de Sy und J. van Eeghem [23] die Kombinationen der von

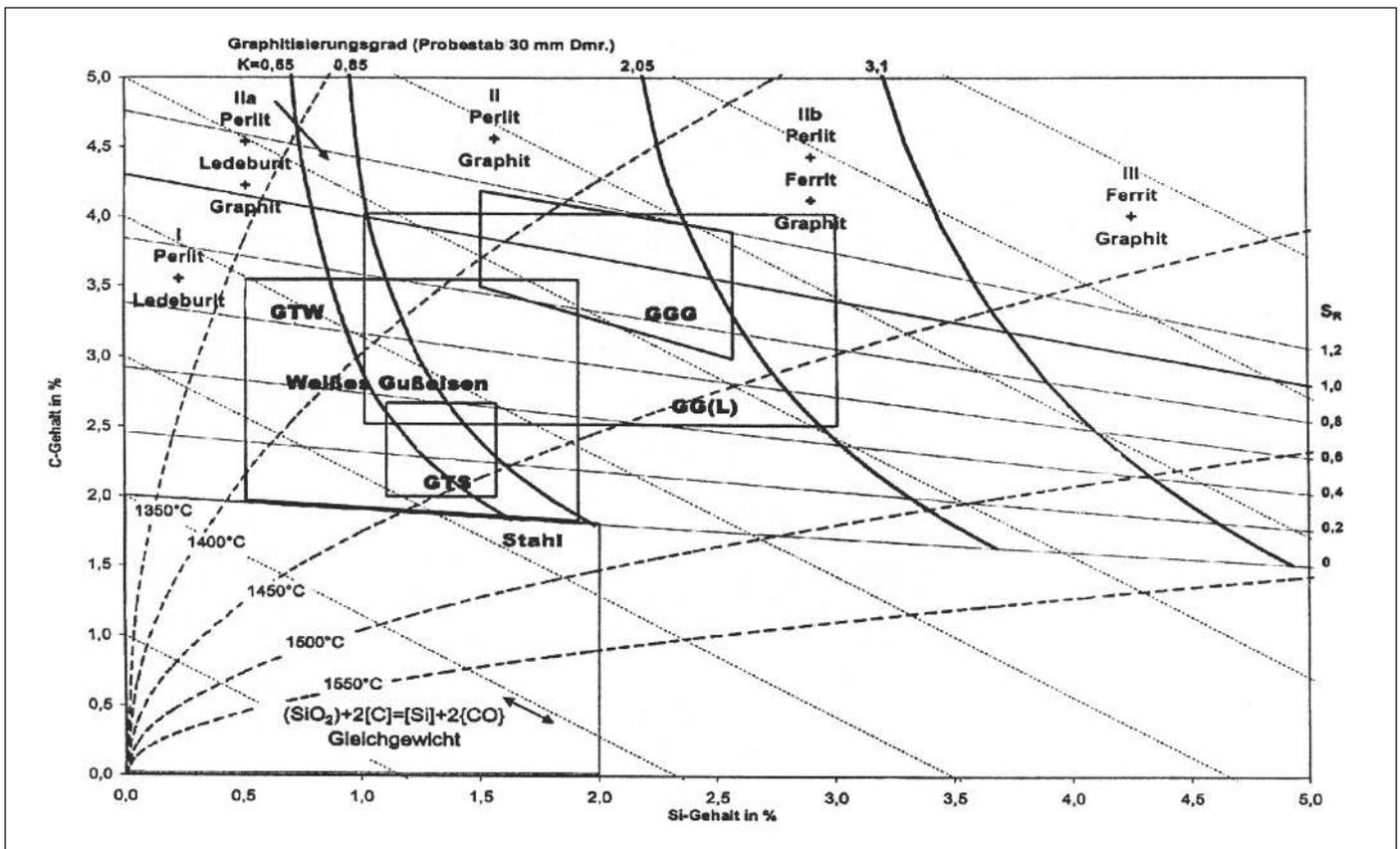


Abb. 13: Beziehung zwischen chemischer Zusammensetzung, Abkühlungsbedingungen und Gefüge von Eisenbasislegierungen. Lage der Fe-C-Si-Gusswerkstoffe im C-Si-Diagramm (Quelle: C. F. Walton und T. J. Opar, Cleveland, USA 1981).

A. Collaud ermittelten Werte der mechanischen Eigenschaften bestätigt wurden. Beweis dafür ist der Quotient der relativen Wanddickenabhängigkeit der Zugfestigkeit $-a$ und der Härte $-c$. Dieser Quotient $-a/-c = 1,57$ ist wie bei A. Collaud 1,57. Damit ist auch ein wesentlicher Teil des Betriebsdiagramms für Grauguss gesichert, ein unerwartet erfreuliches Beispiel für europäische Zusammenarbeit.

Zu wünschen ist, dass auch künftige Gießergenerationen ähnlich gründlich arbeiten und zu praxisnahen Ergebnissen kommen, wie hier bei der Entwicklung der Eisengussdiagramme.

Literatur:

- [1] E. Piwowarsky: Hochwertiges Gußeisen (Grauguß), seine Eigenschaften und die physikalische Metallurgie seiner Herstellung, 2. Aufl. Springer-Verlag Berlin/Göttingen/Heidelberg 1951, bes. S. 87-99, 116-117.
- [2] W. Patterson u. a.: Der Werkstoff Gußeisen. in: Handbuch der Gießerei-Technik, herausgegeben von F. Roll, Band 1, Teil 2, Springer-Verlag Berlin/Göttingen/ Heidelberg 1960, S. 17-188, bes. S. 68-77.
- [3] E. Maurer: Über ein Gußeisen-Diagramm. Kruppsche Monatshefte 5 (1924) S. 115-122. Bericht von H. Jungbluth: Stahl und Eisen 44 (1924) Nr. 48, S. 1522-1524.
- [4] E. Maurer und P. Holtzhausen: Das Gußeisendiagramm von Maurer bei verschiedenen Abkühlungsgeschwindigkeiten. Stahl und Eisen 47 (1927) Nr. 43, S. 1805-1812 und Nr. 47, S. 1977-1984.
- [5] H. Uhlitzsch und W. Weichelt: Die Entwicklung des Gußeisendiagramms von Maurer. Giesserei 29 (1942) Nr. 4, S. 58-63; mit Ergebnissen aus Diss. W. Weichelt, Bergakademie Freiberg 1933.
- [6] H. Laplanche: Metal Progr. 52 (1947), S. 991-993 und 55 (1949), S. 839-841; Association Technique de Fonderie, Papier Nr. 901, A76-94; Foundry Trade J. 85 (1948) Nr. 1669-1671 und 1676; vgl. Referat H. Pieper: Ein neues Gefügeschaubild für Gußeisen. Giesserei 38 (1951) Nr. 22, S. 577-580; vgl. M. Lampic: Es lebe Laplanche! Giesserei 77 (1990) Nr. 5, S. 161-164; Vive Laplanche! Giesserei-Erfahrungsaustausch 49 (2005) Nr. 1+2, S. 28-30; Giesserei-Kalender 1959, S. 115-116.
- [7] K. Sipp: Ein neues Gußeisengefüge-Schaubild. Bericht Nr. 515 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, erstattet in der Sitzung des Unterausschusses für Gußeisen am 8. November 1940. Archiv Eisenhüttenwesen 14 (1940/41) Nr. 6, S. 267-269, bes. S. 268, Bild 4; s. auch LANZ Forschungsdienst Band 1: Die Entwicklung des Gußeisens zum Lanz-Perlit, S. 296-302, dort S. 299, Bild 4; s. ferner C. W. Pfannenschmidt: Gattierungswesen. Giesserei-Kalender 1951, S. 159-168, bes. S. 164-165.
- [8] W. Patterson und R. Döpp: Betriebsnomogramm für Grauguß. Giesserei 47 (1960) Nr. 7, S. 175-180; vgl. Giesserei-Kalender 1960, S. 113-117.
- [9] F. Greiner und T. Klingenstein: s. [1] S. 91, 116; [2] S.70, 77; [7] S. 267; Giesserei-Zeitung 23 (1926) Nr. 24, S. 680-686, bes. S. 682-684 mit Abb. 12 und 15; Vortrag vom 29. 05. 1926 in Wien; vgl. C. W. Pfannenschmidt: Giesserei-Kalender 1951, S. 159-168, bes. S. 162-163.
- [10] A. Collaud: Strukturelle Anisotropie, mechanisches Verhalten und Normung von Grauguß. Giesserei, techn.-wiss. Beih., Nr. 14, Dez. 1954, S. 709-726; Nr. 15, Mai 1955, S. 767-799; vgl. Giesserei 42 (1955) Nr. 3, S. 57-58; 43 (1956) Nr. 6, S. 137 und Nr. 26, S. 857; vgl. W. Patterson: Mechanische Eigenschaften von grauem Gußeisen. Giesserei-Kalender 1956, S. 198-207.
- [11] R. Mitsche: Der Collaud-Punkt als Hilfsmittel in Praxis und Unterricht. Giesserei 50 (1963) Nr. 20, S. 609-610.

- [12] W. Patterson und F. Iske: Zusammenhang zwischen den mechanischen Eigenschaften im Gußstück und im getrennt gegossenen Probestab. *Giesserei, techn.-wiss. Beih.*, Nr. 22, Sept. 1958, S. 1147–1169; vgl. *Giesserei* 45 (1958) Nr. 21, S. 649; Nr. 22, S. 665; vgl. *Giesserei-Kalender* 1959, S. 118–121.
- [13] P. A. Heller und H. Jungbluth: Die chemische Zusammensetzung des grauen Gußeisens und seine Zugfestigkeit. *Giesserei* 42 (1955) Nr. 10, S. 255–257; vgl. *Giesserei-Kalender* 1959, S. 111.
- [14] W. Oelsen, K. Roesch und K. Orths: Beeinflussung des Kohlenstoffes des Gießereiroheisens beim direkten Guss vom Hochofen. *Archiv Eisenhüttenwesen* 26 (1955) Nr. 11, S. 641–653; Dr.-Ing.-Diss. K. Orths Bergakademie Clausthal 1954.
- [15] W. Oelsen und E. Schürmann: Das Problem der Reduktion der Kieselsäure durch Kohlenstoff in Eisenschmelzen und seine Bedeutung für Gußeisen. *Giesserei, techn.-wiss. Beih.*, Nr. 19, Januar 1958, S. 989–994; vgl. *Giesserei* 45 (1958) Nr. 4, S. 99.
- [16] R. Döpp: Verbessertes Betriebsschaubild für Gußeisen mit Lamellengraphit. *Giesserei* 66 (1979) Nr. 2, S. 40–43; vgl. *konstruieren+giessen* (1979) Nr. 4, S. 17–20.
- [17] R. Döpp u. a.: Beitrag zur Metallurgie des Heißwind-Kupolofens. *Giesserei* 80 (1993) Nr. 12, S. 385–390; vgl. R. Döpp u. a.: *Clausthaler Beiträge zur Giessereitechnik 1983 bis 2002, Rückblick und Ausblick. Vortrag 17. Clausthaler Giesserei-Colloquium 10. 10. 2002, Tagungsheft S. 1.*
- [18] W. Bauer und E. Nechtelberger: Nomogramm für die Erwartungswerte der mechanischen Eigenschaften von unlegiertem Gußeisen mit Lamellengraphit. *Giesserei Rundschau* 35 (1988) Nr. 11/12, S. 10–15; *Giesserei-Praxis* (1989) Nr. 4, S. 37–39, bes. S. 38; *Taschenbuch der Gießerei-Praxis* 1990, S. 141–143.
- [19] H. Schlingloff: Beitrag zur thermischen Analyse und zu den mechanischen Eigenschaften von Gußeisen mit Lamellengraphit. Dr.-Ing.-Diss. TU Clausthal 1996; vgl. H. Schlingloff und R. Döpp: Vortrag 14. Österreichische Gießereitagung, Leoben, 24./25. 04. 1997; *Giesserei Rundschau* 44 (1997) Nr. 9/10, S. 10–18; vgl. *Giesserei-Praxis* (1997) Nr. 13/14, S. 279.
- [20] J. Pupava: Beitrag zur metallurgischen Bewertung eines Elektroofen-Schmelzbetriebes für Gußeisen mit Lamellengraphit. Dr.-Ing.-Diss. TU Clausthal 2000; vgl. J. Pupava, R. Döpp und F. Neumann: Vortrag Große Gießereitechnische Tagung 21.–22. 06. 2001 in Ludwigsburg. Kurzfassung Tagungsheft S. 14–15; *Giesserei* 88 (2001) Nr. 9, S. 40; *Giesserei-Praxis* (2001) Nr. 9, S. 373–374; *Giesserei-Erfahrungs-*
austausch 45 (2001) Nr. 10, S. 428–429; J. Pupava und R. Döpp: A contribution to metallurgical evaluation of lamellar graphite cast iron melted in electric furnaces for automobile industry. *Slevarenstvi* 49 (2001) Nr. 5–6, S. 302–305; J. Pupava, R. Döpp und F. Neumann: *Giesserei-Praxis* (2003) Nr. 12, S. 489–497.
- [21] W. Patterson: Relative Härte und Reifegrad als Begriffe zur Bewertung von grauem Gußeisen. *Giesserei* 45 (1958) Nr. 14, S. 385–387; vgl. *Giesserei-Kalender* 1959, S. 111–114; s. a. R. Döpp: Roheisen in der Gießerei – überholt oder sinnvoll? *Giesserei* 75 (1988) Nr. 25, S. 748–757, bes. S. 753–754.
- [22] W. Patterson und R. Döpp: Einheitliche Bewertung von Gußeisen mit Lamellengraphit. *Giesserei* 60 (1973) Nr. 2, S. 32–39; Kritik W. Weis: Jahresübersicht Gußeisen mit Lamellengraphit (10. Folge). *Giesserei* 60 (1973) Nr. 16, S. 498–506, bes. S. 503.
- [23] A. de Sy und J. van Eeghem: Die Beziehungen zwischen Wanddicke und physikalischen Eigenschaften von grauem Gußeisen. *Giesserei* 47 (1960) Nr. 12, S. 315–323; Anmerkung; In Formel (3) muss der Nenner lauten: $\log HB1 - \log HB2$.

Ergänzungen:

- Bezeichnungen GTW (heute: EN-GJMW), GTS (heute: EN-GJMB), Stahl, GG(L) (heute: EN-GJL), GGG (heute: EN-GJS),
- Gefügefeldbegrenzungslinien mit K-Werten 0,65/0,85/2,05/3,10 für getrennt gegossene Probestäbe mit 30 mm Dmr. (bzw. Gußstückwanddicken ca. 15 mm) nach H. Laplanche 1947–49 [6],
- Werte für den berechtigten Sättigungsgrad SR nach E. Piwoarsky 1940 [1] S. 196–199,
- Gleichgewichtsisothermen der SiO₂-Reduktion durch C nach W. Oelsen, K. Roesch und K. Orths 1955 [14];

Zusammenstellung von S. Ratkovic und R. Döpp 2005; vgl. VDG-Fachbericht 88, 2005, S. 129.

Kontaktadresse:

Prof. Dr.-Ing. Reinhard Döpp
 D-58256 Ennepetal
 Beringhauserstraße 34
 Tel.: +49 (0)2333 830529
 E-Mail: giesserei@ischebeck.de

voestalpine

EINEN SCHRITT VORAUSS.

www.voestalpine.com/giesserei_linz

Wirtschaftliches Stahlgießen für die Produktion von Turbinengehäusen – Entwicklung Werkstoff und Einführung in den Serienprozess*)

Commercial Casting for Production of Steel Turbine Housings – Development Material and Introduction into Series Process



Dipl.-Ing. (FH) Timotheus Kaiser, nach Studium der Mechatronik an der FH Regensburg (2005) M.Sc. in Materials Science a. Engineering an der Christian-Albrechts-Universität Kiel (2007). Seither Doktorand in Materialwissenschaften an der TU Clausthal. 2007 bis 2010 tätig in Forschung u. Vorentwicklung bei der Daimler AG Ulm, seit 2010 Entwicklungsingenieur im Bereich Technologietransfer Stahlguss bei der Daimler AG in Stuttgart

Dipl. Ing. (FH) Siegfried Botsch, studierte an der Fachhochschule für Wirtschaft Gießen-Friedberg (jetzt Technische Hochschule Mittelhessen) Gießerei und Werkstofftechnik. Nach Tätigkeiten bei der Fa. Fritz Winter Eisengießerei ist er heute bei der Daimler AG in dem Technologiecenter Ur- und Umformen verantwortlich für das Metallmanagement und den Technologietransfer im Stahl- und Eisenguss.



Dipl.-Ing. Dr. rer.nat. Karl-L. Weisskopf, studierte an der technischen Universität Erlangen-Nürnberg mit den Schwerpunkten Werkstoffwissenschaften und Verfahrenstechnik. Nach Promotion am Max-Planck-Institut für Metallforschung in Stuttgart-Büsnau sowie nach Tätigkeiten in der Daimler-Benz AG und in der Aluminium-Zulieferindustrie ist er heute bei der Daimler AG in der Forschung und Vorentwicklung verantwortlich für Leichtbau Gusskomponenten Powertrain und Rohbau.



Kurzfassung

Im Bereich der Abgasturboaufladung ist für das Turbinengehäuse bei Mercedes-Benz Ottomotoren die Stahlgusslegierung DIN1.4849 (GX40NiCrSiNb38-19) im Serieneinsatz. Bei Abgastemperaturen bis maximal 1050 °C werden besondere Anforderungen an das Temperaturverhalten gestellt. Die hauptsächlichsten Schädigungsmechanismen im Betrieb stellen Kriechen, Ermüdung und Korrosion dar.

Für den Serienherstellungsprozess dieser Bauteile sind die Einzelschritte Schmelzen, Formen der Kernpakete, Gießen, Zerspanen und Fügen separat zu betrachten.

Aufgrund der mit dem hohen Nickelgehalt verbundenen Materialkosten wird an einer Alternativlegierung mit deutlich reduziertem Nickelanteil gearbeitet. Dabei müssen die positiven Eigenschaften des hohen Nickelgehalts durch alternative, weniger kostenintensive Legierungselemente kompensiert werden. Der neue Werkstoff wird derzeit hinsichtlich eines möglichen Serieneinsatzes getestet.

Schlüsselwörter: Stahlguss, Turbinengehäuse, Niederdruckgießen, Werkstofftechnik

Einleitung

Der technologische Trend führt derzeit auch im Bereich der Otto-Motoren zur Aufladung aller Baureihen. Diese Entwicklung wird durch die Senkung der Schadstoffemissionen, die Erhöhung des Wirkungsgrades und die Verringerung des Kraftstoffverbrauchs getrieben. Dabei steht eine Anhebung der Leistung P bei einer Verringerung des Hubraums V im Vordergrund, wodurch Vollastanteil und Wärmestromdichte steigen. Bei gleichbleibender Drehzahl n kann die Leistungssteigerung bei kleinvolumigen Motoren somit nur durch eine Anhebung des Ladedrucks p im Motor realisiert werden.

*) Vorgetragen von T. Kaiser auf der 7. VDI-Tagung „Gießtechnik im Motorenbau“ (5. bis 7. 2. 2013) in Magdeburg, s.a. VDI-Berichte 2189 „Gießtechnik im Motorenbau“, VDI-Verlag Düsseldorf 2013, S. 285/300.

Nachdruck aus GIESSEREI 100 (2013) Nr. 10, S. 36/45 mit freundlicher Zustimmung der Redaktion.

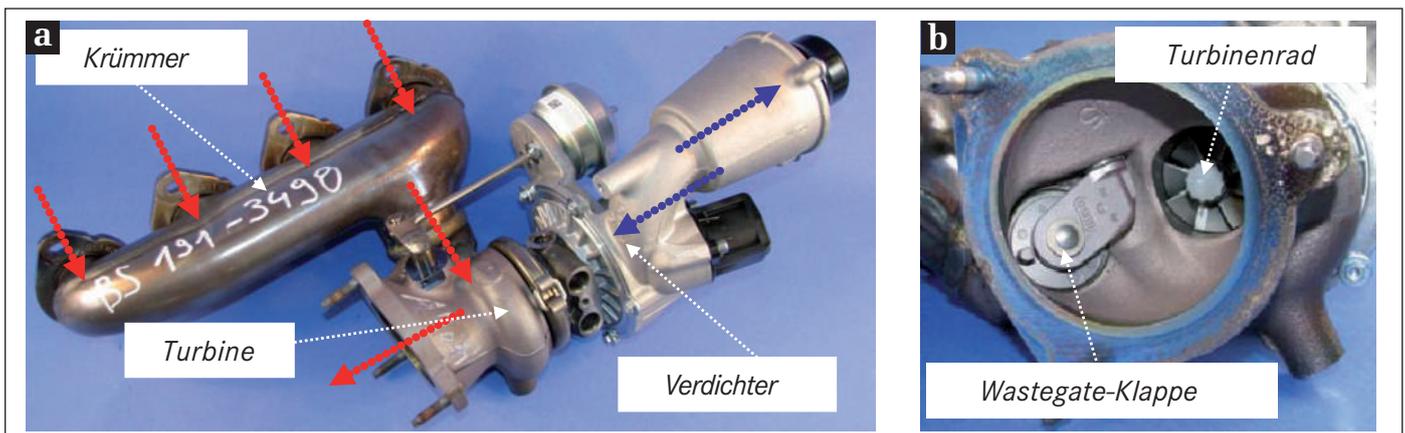


Abb. 1: a) Vier-Zylinder Abgasturbolader, b) Turbinengehäuse mit Wastegate.

$P \approx V.n.p$ (1)

In Verbindung mit einer Wirkungsgraderhöhung steigt die maximale Abgastemperatur auf bis zu 1050 °C an. Dadurch werden besondere werkstofftechnische Anforderungen hinsichtlich der Temperaturbeständigkeit an das Turbinengehäuse gestellt [1].

Ein Teil der im Abgasstrom enthaltenen Energie wird über die Turbine des Abgasturboladers in mechanische Energie gewandelt, die zur Ansaugung und Verdichtung von Umgebungsluft im Verdichtergehäuse genutzt wird. Die gekühlte Luft wird wiederum dem Brennraum zugeführt. Der Ladedruck wird mittels Wastegate gesteuert. Dieser Bypass verhindert ein Überdrehen des Laders bei Höchstlast durch Öffnen der Wastegate-Klappe (Abb. 1).

Beim Mercedes-Benz Vierzylinder-Ottomotor M271evo (150 kW Leistung, 310 Nm Drehmoment bei einer Drehzahl von 2000 1/min) wird serienmäßig das Turbinengehäuse des Turboladers als Stahlgussteil gefertigt. Es ist über einen luftspaltisolierten Blechkrümmer mit dem Motor verbunden [2] (Abb. 2).



Abb. 2: Turbolader-Turbinengehäuse am Ottomotor M271evo.

Als Werkstoff für dieses Gehäuse dient die im Einsatz erprobte, hitzebeständige und hochlegierte Stahlgusslegierung DIN1.4849 (GX40NiCrSiNb38-19). Deren Nickelgehalt liegt zwischen 36 und 38 %**). Dies gewährleistet ein im gesamten Temperaturbereich vollaustenitisches Grundgefüge.

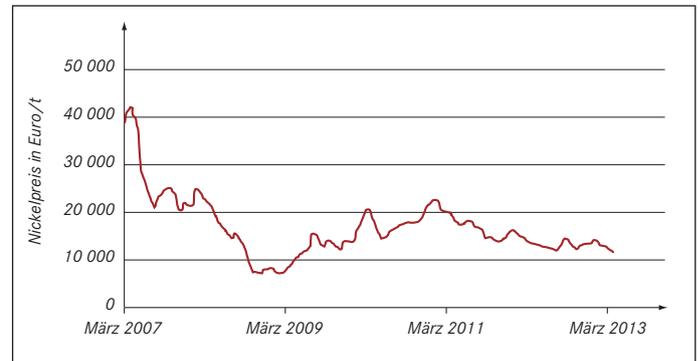


Abb. 4: Volatilität der Nickelkosten, nach [3].

Abb. 3 stellt das Korngefüge und den dendritischen Aufbau mit den zwischendendritischen Chrom- und Niob-Mischkarbiden dar, sowohl unter dem Lichtmikroskop (Abb. 3a), unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM) (Abb. 3b) und durch energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) (Abb. 3c). Die Elementanalyse zeigt Tabelle 1.

Insbesondere die Verteilung der Chrom- und Niobkarbide bestimmt das Verhalten des Werkstoffes.

Aufgrund des hohen Einkaufspreises und der starken Volatilität von Nickel (zwischen ca. 7 und 40 Euro/kg Ni seit 2007, Abb. 4) entstand die Aufgabe, einen alternativen Werkstoff mit deutlich reduziertem Nickelgehalt zu entwickeln und hinsichtlich eines möglichen Serieneinsatzes zu erproben. Dabei stehen die grundlegenden Werkstoffkennwerte, die Gieß- und Bearbeitbarkeit der Bauteile und deren Einsatz-Performance im Fokus. Als direkter Bezug dazu gilt jeweils das Verhalten des Serienwerkstoffes DIN1.4849.

Während die Entwicklungsarbeit hauptsächlich das Turbinengehäuse des M271evo betrifft, werden auch Turbinengehäuse weiterer Baureihen hinsichtlich deren Eignung betrachtet.

Überblick

Bezüglich des Serienwerkstoffes ist einerseits die Untersuchung der für das Einsatzgebiet notwendigen Eigenschaften, andererseits sind die einzelnen Schritte des Serien-Herstellungsprozesses von Interesse. Der Serien-Herstellungsprozess gliedert sich in den Schmelzprozess, die Herstellung der Kernpakete, den Gießprozess, die Bear-

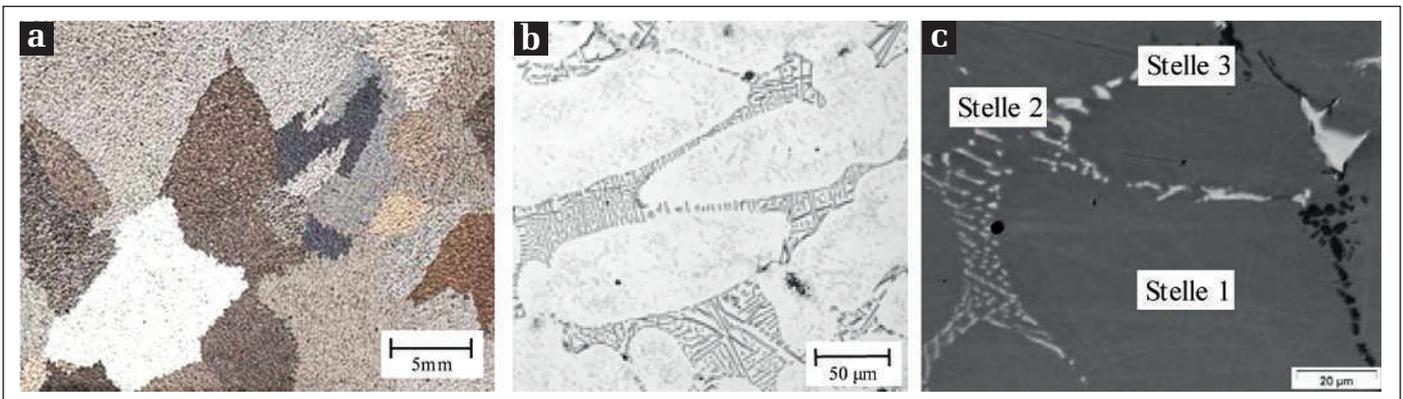


Abb. 3: Werkstoff DIN1.4849: a) Lichtmikroskopaufnahme, b) REM-Aufnahme, c) EDX-Aufnahme.

***) Sofern nicht anders erwähnt, handelt es sich bei den prozentualen Angaben zur Zusammensetzung um Massenanteile.

| | Anteil chemisches Element in % | | | | | |
|----------|--------------------------------|-----|----|-----|------|-----|
| | C | Si | Cr | Fe | Ni | Nb |
| Matrix | 0,3 | 2,4 | 20 | 39 | 36 | 3 |
| Stelle 1 | 0,1 | 2 | 18 | 45 | 34,5 | 0,5 |
| Stelle 2 | 2,1 | 0,4 | 5 | 6,5 | 5,2 | 81 |
| Stelle 3 | 3,8 | 0,1 | 84 | 11 | 1,5 | 0,2 |

Tabelle 1: Elementzusammensetzung des Werkstoffes 1.4849.

beitung und das Fügen des Krümmers. Hierbei steht besonders das Niederdruckgießen im Vordergrund. Hinsichtlich einer alternativen Legierung werden die Entwicklungsschritte in Bezug auf die wesentlichen Werkstoffkennwerte, die Gießbarkeit und die Erprobung der Turbinengehäuse näher betrachtet. Bei einem zum Serienwerkstoff 1.4849 alternativen Werkstoff ist eine gleichwertige thermische Beständigkeit hinsichtlich Kriechen,

Ermüdung und Korrosion bei Abgastemperaturen von bis zu 1050 °C zu gewährleisten. Die Belastungen im Betrieb entstehen hauptsächlich aus Vibrationen, Staudruck und zyklischen Temperaturwechseln, die plastische Verformungen und somit Risse erzeugen. Verstärkt werden diese Effekte durch Verzunderung bei Kontakt mit der Umgebungsluft außen bzw. dem heißen Abgas im Inneren des Bauteils.

Werkstofftechnik und Legierungsentwicklung

Das Temperaturverhalten eines Werkstoffes ist von vielfältigen Eigenschaften geprägt, wie Festigkeit, Elastizitätsmodul, Kriechrate, Phasenstabilität, Versprödung, Wärmeausdehnung, Wärmeleitfähigkeit, Oxidationsbeständigkeit, Randschichtbildung und dem thermomechanischen Ermüdungsverhalten im gesamten Temperaturbereich. Diese Eigenschaften werden durch die beteiligten Legierungselemente bestimmt, die in Ferrit-, Austenit-, Karbid- und Nitridbildner eingeteilt werden und für den Gefügebau verantwortlich sind [4]. Besonders die genaue Festlegung und Eingrenzung dieser Legierungselemente gewährleistet die geforderte Performance im Betrieb. Verkürzt kann dies wie folgt dargestellt werden:

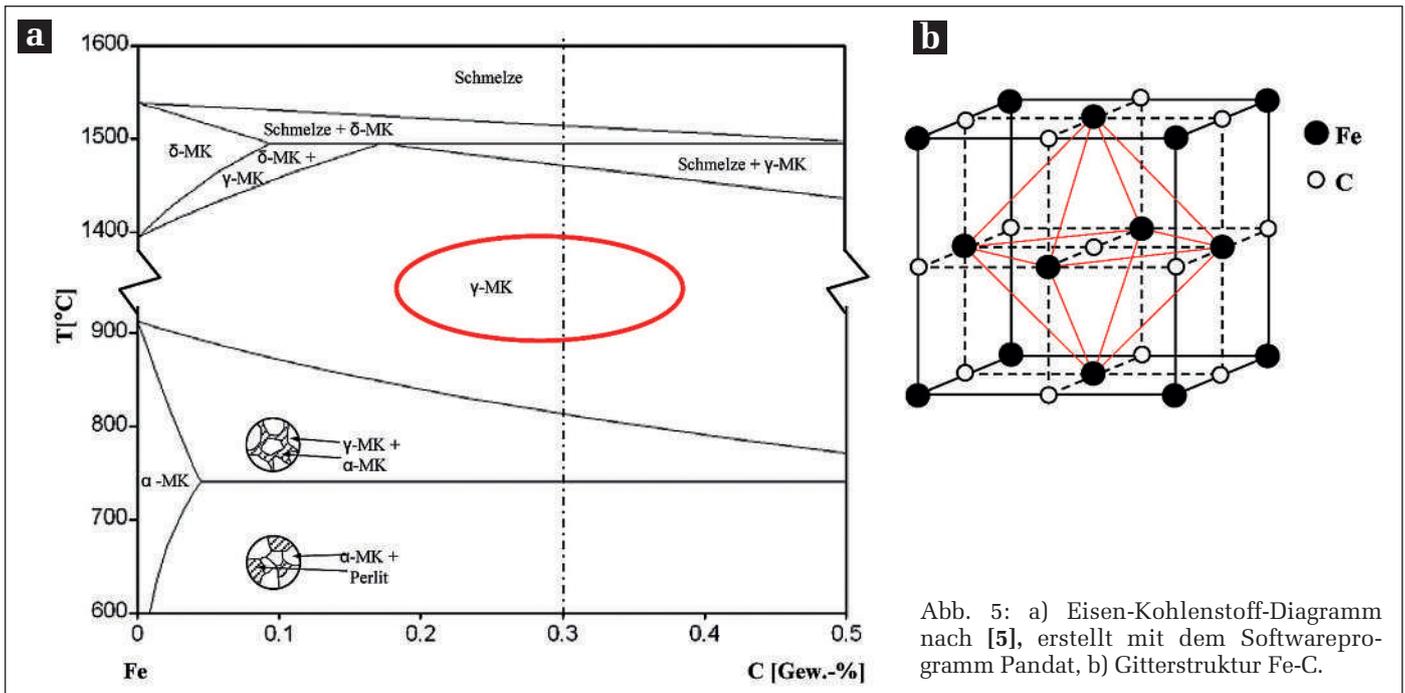


Abb. 5: a) Eisen-Kohlenstoff-Diagramm nach [5], erstellt mit dem Softwareprogramm Pandat, b) Gitterstruktur Fe-C.

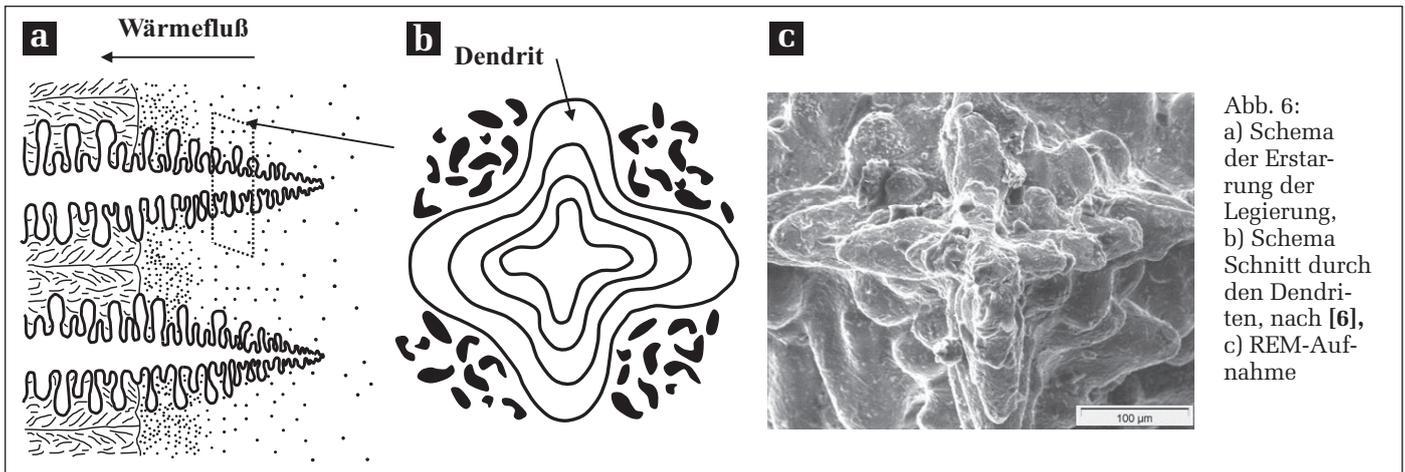


Abb. 6: a) Schema der Erstarrung der Legierung, b) Schema Schnitt durch den Dendriten, nach [6], c) REM-Aufnahme

Legierungselemente → Gefügebau → Kennwerte/
Eigenschaften → Bauteilverhalten.

Der Werkstoff DIN1.4849 ist in die Gruppe der austenitischen, kubisch flächenzentrierten Stahlgusslegierungen mit ca. 0,3 bis 0,35 % Kohlenstoff einzuordnen. Dieser Bereich im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm und die resultierende kubisch flächenzentrierte Gitterstruktur sind in **Abb. 5** dargestellt.

Der Einfluss der austenitstabilisierenden Elemente auf das Gefüge liegt in der Erweiterung des γ -Mischkristallgebietes bis unter die Raumtemperatur. Somit ergibt sich ein stabiles Gefüge im gesamten Einsatzgebiet mit Temperaturen von ca. $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$. Eine Gefügeumwandlung vom γ -Mischkristall in den α -Mischkristall ist zu vermeiden, da diese mit einer Volumenänderung verbunden ist. Bei mehrfachen Aufheiz- und Abkühlvorgängen des Werkstoffes im Betrieb führt dies zu einer Bauteilschädigung. Hochlegierte austenitische Stahlgusslegierungen erstarren exotherm in einer dendritischen Struktur (**Abb. 6**).

Ausscheidungen, Verunreinigungen und Porositäten werden an den Dendritengrenzen gebildet bzw. bei hohen Schmelzpunkten vor diesen hergeschoben. Das dendritische Gefüge mit einem Netzwerk an karbidischen Ausscheidungen ist anschaulich im Schlibfbild in **Abb. 7** zu erkennen. Die stabilen interdendritischen Partikel bewirken eine Festigkeitssteigerung durch eine Behinderung der Versetzungsbewegungen.

Mittels verschiedenster Probekörper, die aus in Schwerkraft vergossenen Y-Blöcken gewonnen werden (**Abb. 8**), können Werkstoffkennwerte bzw. weitere wichtige Eigenschaften ermittelt werden. Mit Hilfe von Zug- und Kriechproben werden neben Kennwerten wie Zugfestigkeit, Dehnung und Kriechrate bei verschiedenen Laststufen bis zu $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ (**Abb. 9**) auch Informationen zum Bruchverhalten und zur Versprödung gewonnen. Kriechen bedeutet eine plastische, zeitabhängige Verformung des Werkstoffes unter Last. Bei der Versprödung können neue Phasen bei

Temperatureinfluss, wie z. B. Delta-Ferrit, gebildet werden, die den Werkstoff schädigen.

Ein weiterer wichtiger Faktor für die Lebensdauer eines thermomechanisch hoch belasteten Turbinengehäuses ist die Beständigkeit gegenüber Ermüdung bei mehrfachen Temperaturzyklen. Einflussgrößen wie Bildung, Wachstum, Anzahl und Länge eventueller Risse werden anhand von Scheibenproben untersucht (**Abb. 10**).

Sowohl wegen der hohen Einsatztemperaturen als auch der aggressiven Gase im Betrieb muss der Werkstoff resistent gegenüber Hochtemperatur-Oxidation sein.

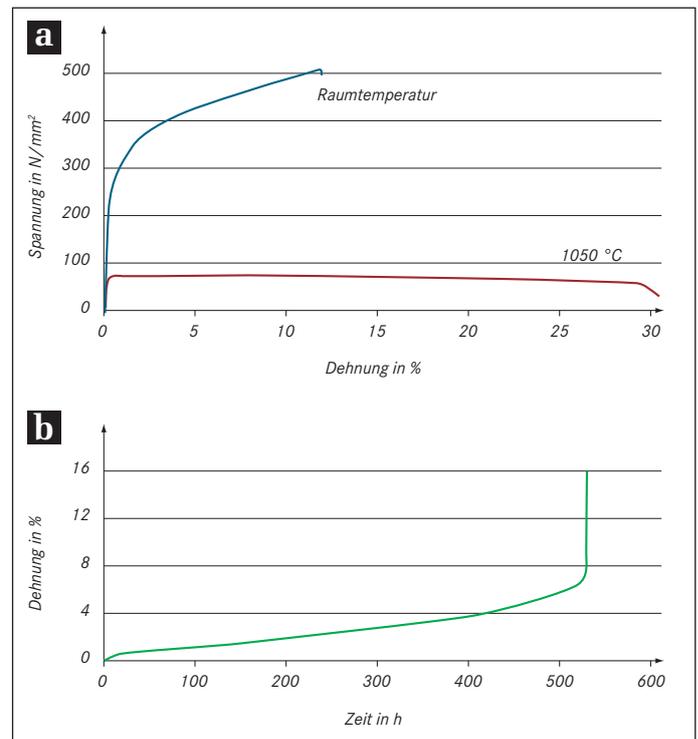


Abb. 9: a) Zug- und b) Zeitstandfestigkeit (Temperatur: $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, Spannung: 30 MPa) des Serienwerkstoffes DIN1.4849.

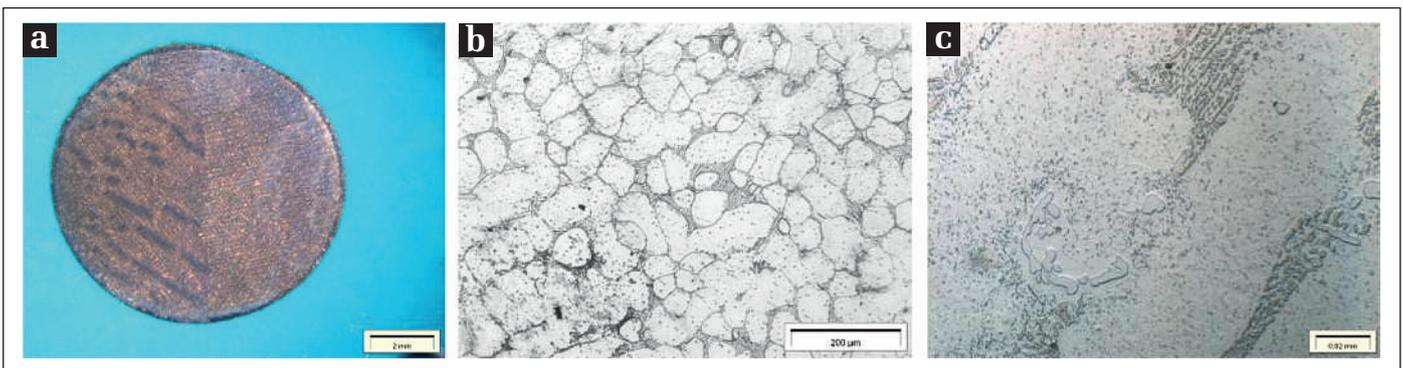


Abb. 7: Gefüge des Serienwerkstoffes DIN1.4849: a) Querschnitt der Zugprobe, b) und c) Schlibfbilder



Abb. 8: Werkstoff-Proben: a) Y-Block, b) Zug-, Kriechprobe, c) TMF-Scheibe, d) Oxidationswürfel.

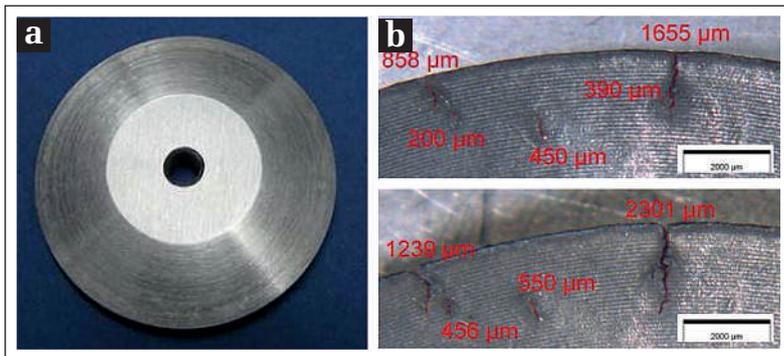


Abb. 10: a) Scheibenprobe und b) Auswertung der Rissbildung zur Einschätzung der Beständigkeit gegen thermomechanische Ermüdung.

Auswirkungen können die Verringerung des tragenden Querschnitts durch Abplatzungen und der Verlust der Festigkeit sein. Mittels Auslagerungen von Würfel- bzw. Zugproben (Abb. 11) werden Randschichtbildung, Abplatzverhalten und Dicke bzw. Zusammensetzung der einzelnen Oxidationsschichten im Rasterelektronenmikroskop dargestellt.

Durch zahlreiche iterative Legierungsvergleiche und -variationen mit anschließender Werkstoffprüfung kann ein nickelreduzierter Werkstoff im Vergleich zum Serienwerkstoff DIN1.4849 definiert werden. Die Entwicklungsschritte gliedern sich in eine Auswahl bereits bekannter Werkstoffe (zum Teil DIN-Werkstoffe) und die Korrelation von Legierungszusätzen in den verschiedenen Werkstoffgruppen mit den aus den Versuchen resultierenden Eigenschaften. Sowohl der Einfluss der einzelnen Legierungselemente als auch deren kombinierte Wirkung werden betrachtet. Der aus den Untersuchungen von ca. 40 Legierungen bzw. Legierungsvarianten entstandene hoch-

temperaturbeständige, austenitische Werkstoff besitzt ebenfalls ein karbidisches Netzwerk aus fein verteilten, eher rundlichen Ausscheidungen verschiedener Größe (Abb. 12). Da die Teilchen in besonderem Maße die Eigenschaften des Werkstoffes bestimmen, werden diese näher betrachtet. Abb. 13 stellt besonders die karbidischen Bestandteile im Gefügeaufbau mittels eines Transmissionselektronenmikroskops (TEM) dar. Hier ist ein großes Niobkarbid-Teilchen teilweise von Chromkarbid umschlossen. Kleinere Ausscheidungen werden hauptsächlich als CrC identifiziert.

Stickstoff ist gleichmäßig im austenitischen Grundgefüge verteilt bzw. erhöhte Anteile des Elements sind im Bereich des Niobkarbids zu finden. Aus diesen Informationen lässt sich schließen, dass Stickstoff sowohl am Aufbau der austenitischen Gitterstruktur als auch an der Zusammensetzung und somit den Eigenschaften der Ausscheidungen beteiligt ist und somit grundlegend das Verhalten des Werkstoffes bestimmt.

Mit der deutlichen Reduzierung des Nickelgehalts bei gleichzeitiger Substitution mit alternativen Legierungselementen werden im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen bei diesem neuen Werkstoff im Vergleich zu der im Einsatz befindlichen Legierung DIN1.4849 keine nachteiligen Eigenschaften festgestellt.

Herstellungsprozess/Fertigungstechnologie

Das Schmelzen der Stahlgusslegierungen erfolgt in Mittelfrequenz-Induktionsöfen verschiedener Größen. Bei der Kernherstellung kommt für Prototypen und Kleinserien im frühen Entwicklungsstadium das variable Rapid-

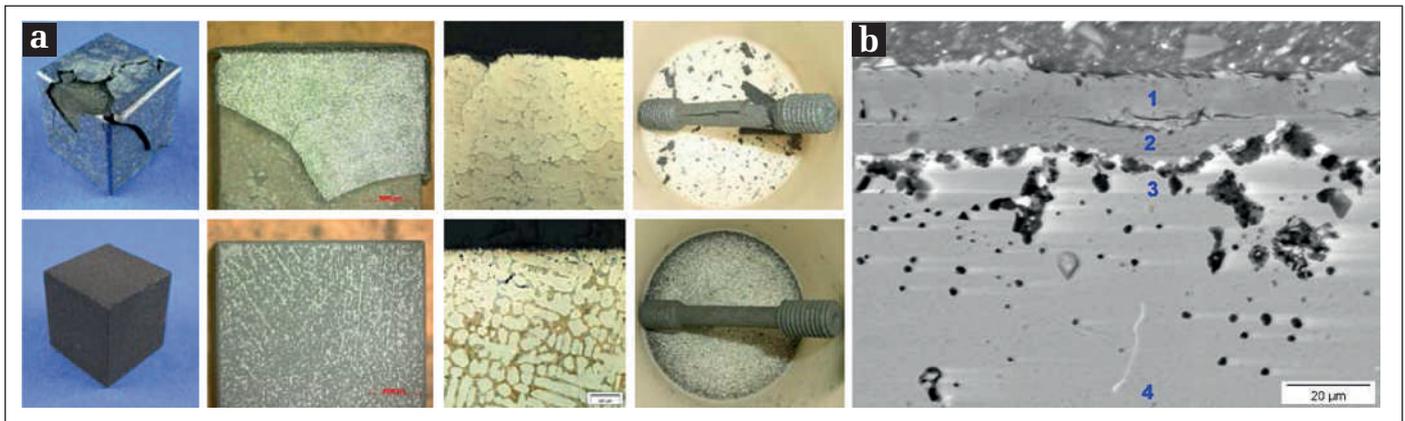


Abb. 11: a) Würfel- und Zugproben (unten oxydationsbeständiger Werkstoff, oben instabiler Werkstoff); b) einzelne Oxidationsschichten.

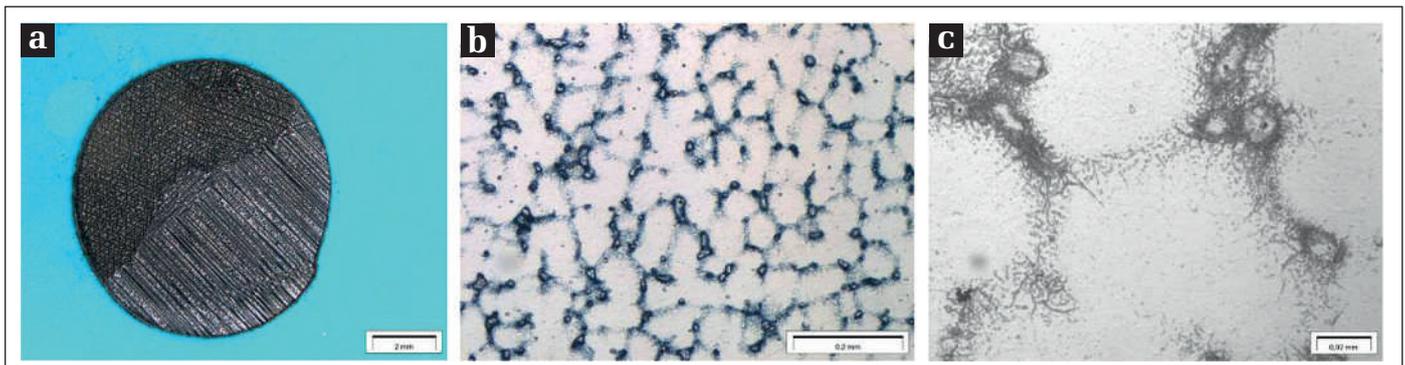


Abb. 12: Gefüge des alternativen Werkstoffes: a) Querschnitt der Zugprobe, b) und c) Schlibfbilder.

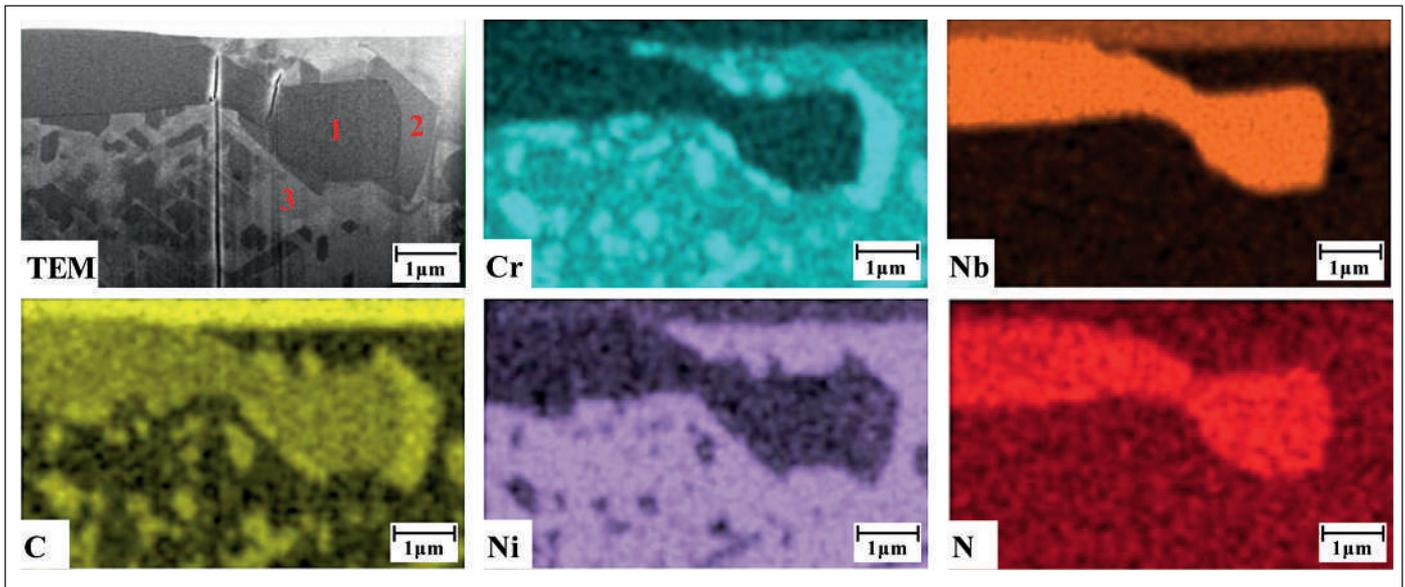


Abb. 13: Karbidische Bestandteile der alternativen Legierung.

Prototyping zum Einsatz. In der Serie werden Cold-Box-Kernpakete aus Kernschießmaschinen verwendet. Proben und erste Prototypen verschiedener Legierungen werden mittels Schwerkraft vergossen, wobei die damit verbundenen Nachteile, wie z. B. verringertes Formfüllvermögen, berücksichtigt werden müssen. Das Niederdruckgießen bietet unter Serienbedingungen die für das Bauteil notwendigen Vorteile wie erhöhte Qualität und Wiederholbarkeit. Bei der Zerspanung an Dreh- und Fräsmaschinen hat sich herausgestellt, dass besonders die Zähigkeit eines Werkstoffes den Werkzeugverschleiß bzw. die Standzeit beeinflusst.

Vor der Komplettierung des M271evo-Turboladers wird der luftspaltisolierte Krümmer an das Turbinengehäuse angeschweißt.

Schmelzprozess

In der Prototypen-Gießlinie stehen zwei Mittelfrequenz-Induktionsöfen (500 Hz) mit einem Volumen von je ca. 900 kg (Abb. 14) zum Schmelzen des jeweiligen Stahl-



Abb. 14: Schmelzprozess im Induktionsofen.

Werkstoffes zur Verfügung. Einsatzmaterial ist bis zu 60 % Kreislauf und der Rest Vorlegierungen bzw. reine Einsatzstoffe. Das Entfernen von Verunreinigungen aus der Schmelze ist bei dieser Art des Schmelzofens nur bedingt möglich. Das Entleeren des Ofens in Tiegel geschieht bei Abstichttemperaturen von ca. 1600 °C.

Im Serienprozess stehen zwei Induktionsöfen mit jeweils ca. 4,5 t Fassungsvermögen zum Befüllen der Gießöfen zur Verfügung.

Beim Schmelzprozess der alternativen Legierung ist im vorhandenen Prozess eine angepasste Schmelzfolge der Einsatzstoffe zu berücksichtigen. Dies wird nötig, da aufgrund einer veränderten Legierungszusammensetzung andere Vorlegierungen zum Einsatz kommen.

Herstellung der Kernpakete

Bei Prototypen bzw. teilweise auch bei Kleinserien werden die Kernpakete, bestehend aus Grund-, Abdeckkern und Innenkernen, durch schichtweises Aufbringen von aktiviertem Sand und Binder bis zur Fertigstellung der chemisch gebundenen Form mittels „Rapid-Prototyping-Printern“ hergestellt. In dem sogenannten Kernpaketverfahren werden die Innenkonturen des Gussteils durch Kerne, die Außenkontur durch den Formkasten abgebildet. Der Prozess ermöglicht eine Prototypen-Kernfertigung ohne die zeit- und kostenintensive Herstellung mittels Kernformwerkzeugen. Auch der Konstruktionsaufwand kann deutlich reduziert werden, da Hinterschnitte möglich sind und Ausformschrägen nicht berücksichtigt werden müssen.

Serienpakete werden in Kernschießmaschinen mittels des PUR-Cold-Box-Prinzips (Begasung mit Amin) gefertigt. Dies garantiert Kerne mit der geforderten Festigkeit, der nötigen Haltbarkeit und der Integrierbarkeit in den Formstoffkreislauf für eine Serienfertigung [7].

Transport und Schichten erfolgt automatisiert, wobei das Einlegen der verschiede-



Abb. 15: Kerneinlegen/Handling.



Abb. 16: Durch Schwerkraftgießen hergestellte Prototypen von Turbinengehäusen.



Abb. 17: Niederdruckgießen der Prototypen, Ofen.

nen Innenkerne in den Grundkern einen manuellen Prozessschritt darstellt (Abb. 15).

Im Bereich Formstoff und Kernpaketherstellung sind für Versuche mit dem alternativen Werkstoff keine Änderungen nötig.

Gießprozess

Durch Schwerkraftgießen werden Versuchskörper und Prototypengehäuse über eine Pfanne vergossen (Abb. 16).

Nach dem Umfüllen der Schmelze mittels einer Pfanne in den Niederdruckgießofen (ND-Ofen) werden die Kernpakete prozessgesteuert über die Gießdüse gefahren und entgegen der Schwerkraft mittels Druck laminar mit konstanter Temperatur gefüllt. Diese besondere hier eingesetzte Technologie gewährleistet durch das steuerbare Formfüllen einen hohen Grad an Qualität und Ausbringung [8]. Gießtemperatur und Prozessparameter wie Gießdrücke und Haltezeiten, können individuell eingestellt werden und sind dabei den jeweiligen Bauteilen angepasst. Nur mit dieser Technologie ist ein prozesssicheres und fehlerfreies Füllen der immer komplexeren und weiter gewichtsreduzierten Bauteile möglich. Das verbesserte Formfüllen und die verbesserte Reproduzierbarkeit stellen wesentliche Vorteile dieses Verfahrens im Vergleich zum Schwerkraftgießen dar. Die ND-Versuchsgießanlage, die ausschließlich für die Darstellung von Prototypen verwendet wird, hat ein Fassungsvermögen von

maximal drei Tonnen mit einem Abgussgewicht von ca. 0,8 Tonnen pro Charge (Abb. 17).

In der Serie stehen zwei ND-Öfen mit jeweils max. 6 t Fassungsvermögen zur Verfügung. Das Abgussgewicht vor der Nachfüllung aus den Schmelzöfen beträgt ca. 2 t.

Tabelle 2 gibt einen Vergleich der Gießkapazität der Versuchs- und Serienanlage. Ein Schwenkmechanismus zum An- und Abdocken der Kernpakete von der Gießdüse erhöht dabei die Produktivität. Die Gießtemperaturen betragen ca. 1520 °C.

Die korrekte Legierungszusammensetzung des Materials in den Schmelz- und Gießöfen wird bei jedem Umfüllvorgang mittels Spektroskopie überprüft. Besonderes Augenmerk bei der anschließenden Werkstoffprüfung in der Qualitätssicherung gilt der Verfolgung von Porositäten und ungewollten Einschlüssen im Guss. Dadurch kann die Qualität direkt mit der Prozesssicherheit und der verwendeten Anschnitt- und Speisertechnik korreliert und bei Bedarf angepasst werden. Dies gilt sowohl serienbegleitend als auch im Prototypenstadium.

Aufgrund der erhöhten Liquidustemperatur des alternativen Werkstoffs muss die Gießtemperatur um 10 bis 15 °C angehoben werden. Weitere Versuche zur eventuellen Anpassung der Gießdrücke und Formfüllparameter werden durchgeführt.

Zerspanung

Bei der Zerspanung der Turbinengehäuse in automatisierten Bearbeitungszentren sind die wesentlichen Operationen Bohren, Drehen, Fräsen und Reiben (Abb. 18).

Sowohl bei der flexiblen Prototypen- als auch bei der Serienbearbeitung sind die kritischen Operationen bauteilabhängig und müssen jeweils gesondert betrachtet werden. Werkzeugbruch und zu hoher Werkzeugverschleiß senken ganz erheblich die Produktivität. Eine Optimierung der Schneidparameter, Werkzeuge und Spannvorrichtungen bezogen auf den jeweiligen Werkstoff ist notwendig. Mit vier Bearbeitungslinien in Serie ergibt sich aktuell eine durchschnittliche Kapazität von ca. 2500 Turbinengehäusen pro Arbeitstag.

Durch die höhere Zähigkeit des alternativen Werkstoffes steigen Schneidkräfte und Werkzeugverschleiß. Problematische Operationen werden definiert und durch angepasste Parameter wie Vorschub, Drehzahl, Schneidengeometrie und Werkzeugmaterial optimiert. Auch sich ändernde Spannungen in den Serienvorrichtungen müssen berücksichtigt werden.

Fügen des Krümmers

Beim Schweißen des luftspaltisolierten Krümmers ist eine gasdichte Verbindung zu garantieren, welche die im Betrieb vorhandenen Kräfte kompensiert und eine ausreichende Temperaturstabilität auf-

| | Versuchsanlage | | Serienanlage | |
|---------------------|----------------|--|--------------|-----------|
| | 1 ND-Ofen | | 2 ND-Öfen | |
| Stand | Dez. 2011 | | Nov. 2012 | Dez. 2013 |
| Bauteile/Arbeitstag | 1500 | | 3000 | 6000 |

Tabelle 2: Kapazitäten des Versuchsofens und der Seriengießöfen.



Abb. 18: Serienbearbeitung der Turbinengehäuse M271.

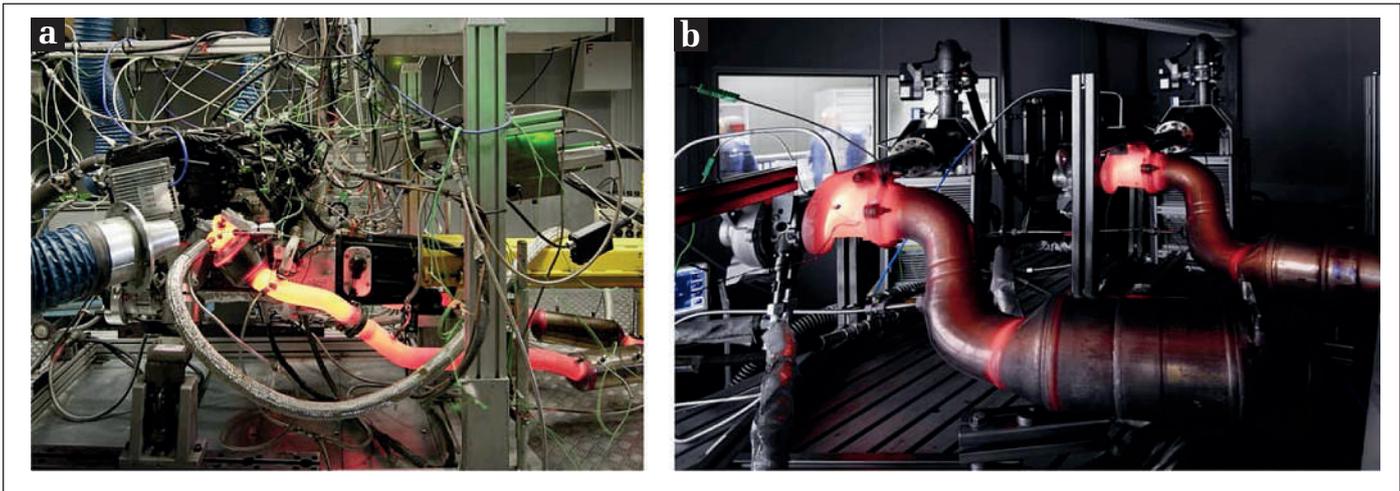


Abb. 19: a) Motorenprüfstand, b) Heißgasprüfstand.

weist. Der alternative Werkstoff ist unter Serienbedingungen schweißbar.

Erprobung der Turbinengehäuse

Verschiedenste Varianten von Gehäusen, sowohl hinsichtlich Bauteil- als auch Werkstoffentwicklung, werden auf Prüfständen mit diversen Programmen untersucht.

Da vor allem Motorenprüfstände äußerst kostenintensiv sind, kommt zusätzlich ein temperaturprofilgesteuerter Heißgasprüfstand zum Einsatz, der zudem die Möglichkeit der Parallelprüfung mehrerer Gehäuse- bzw. Werkstoffvarianten bietet (Abb. 19). Beide Varianten sollen einen realen Motordauerlauf im Fahrzeug bei den rea-

len maximalen Temperaturen von > 1000 °C simulieren und gleichzeitig die Laufzeit im Vergleich zu einem Fahrzeugdauerlauf verkürzen. Dabei werden die Temperaturunterschiede der einzelnen Zyklen deutlich erhöht, was zu einer früher auftretenden Schädigung führt.

Abb. 20 visualisiert die durch die Temperaturbelastung entstandenen Risse eines Seriengehäuses nach einem zyklusintensiven Prüflauf auf dem Heißgasprüfstand. Je nach Test ist eine spezifische Auswertung und Einstufung der entstandenen Schäden nötig.

Während der Erprobung von Gehäusen aus dem alternativen Werkstoff am Heißgasprüfstand, am Motorenprüfstand und teilweise auch im Fahrzeugdauerlauf zeigen sich keine Auffälligkeiten. In Abb. 21 sind Serienwerkstoff und alternativer Werkstoff nach vergleichbaren Motordauerläufen gegenüber gestellt. Bei beiden Gehäusen treten ausschließlich Risse im markierten Bereich auf. Diese wirken sich im Betrieb nicht negativ aus und werden deshalb als unkritisch eingestuft.

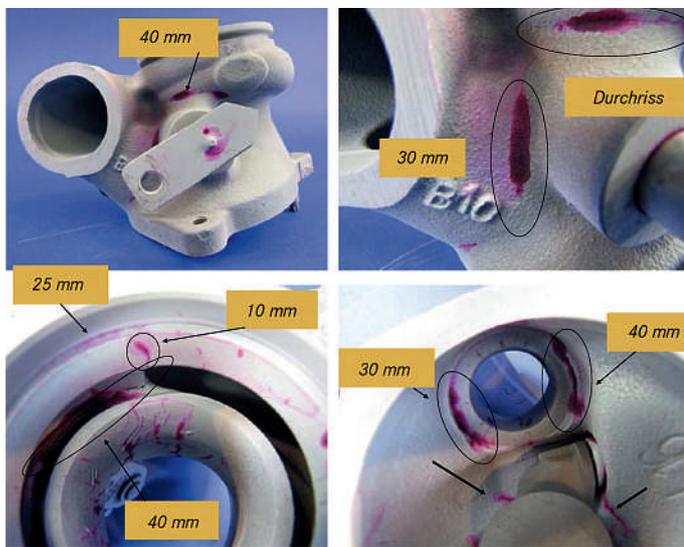


Abb. 20: Farbeindringprüfung beim Serienwerkstoff DIN1.4849.

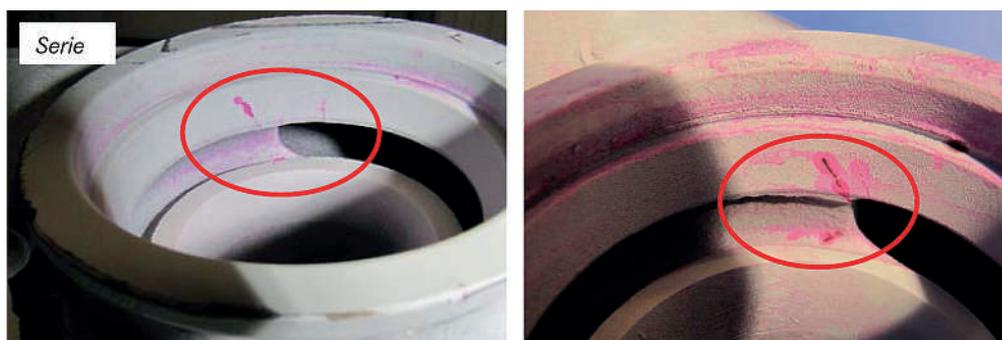


Abb. 21: Vergleich Motordauerlauf Serie – alternativer Werkstoff (rechts)

Zusammenfassung

Die hier beschriebene Prozesskette von der Bauteil- bzw. Werkstoffentwicklung über die Kernherstellung, Schmelz- und Gießtechnik bis hin zur Komponentenprüfung ist notwendig, um den steigenden Anforderungen hinsichtlich komplexer, gewichtsoptimierter und dennoch wirtschaftlicher Gussteile gerecht zu werden. Bei immer kürzeren Vorlaufzeiten von der Idee zum Produkt ermöglicht insbesondere die Kombination von Rapid Prototyping und einem vorhandenen Seriengießprozess eine serien-nahe Gussteilentwicklung. Die auf den Werkstoff Stahl angepasste Technologie des Niederdruckverfahrens ist für

komplexe Bauteile hinsichtlich Qualität und Reproduzierbarkeit deutlich dem Schwerkraftgießen überlegen.

Nach erfolgreichen Versuchen hinsichtlich des allgemeinen Werkstoffverhaltens, der Herstellung und der Erprobungen im Einsatz ist das enorme Potential des alternativen Werkstoffs erkennbar. Der wirtschaftliche Nutzen liegt in der deutlichen Verringerung des Nickelanteils und

der damit verbundenen Einsparung an Rohstoffkosten. Eine mögliche Serienumsetzung wird aktuell untersucht.

Ein besonderer Dank der Autoren geht an die Kollegen der Forschung und Vorentwicklung in Ulm, der Entwicklung in Untertürkheim und der Gießerei bzw. Mechanischen Bearbeitung in Mettingen, die tatkräftig bei den dargestellten Untersuchungen beteiligt waren und allgemein den Herstellungsprozess der Turbinengehäuse ermöglichen.

Literatur

- [1] Hack, G.; Langkabel, G. I.: Turbo- und Kompressionsmotoren. Motorbuchverlag, 2003.
- [2] Motortechnische Zeitschrift 70 (2009), [Nr. 6], S. 454.
- [3] London Metal Exchange. www.lme.com, 2013.
- [4] Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik. Vieweg+Teubner, Wiesbaden, 2006.

- [5] Bargel, H. J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2008.
- [6] Porter, D. A.; Easterling, K. E.; Sherif, M. Y.: Phase transformations in metals and alloys. CRC Press Boca Raton, FL, 2009.
- [7] Spur, G.; Stöferle, T.: Handbuch der Fertigungstechnik. Carl Hanser Verlag, München, Wien, 1981.
- [8] Lippek, P.: Entwicklung und Erprobung einer Niederdruckgießeinrichtung für Eisen-Kohlenstoff-Legierungen und Untersuchungen zur gesteuerten Formfüllung. Dissertation, TU Freiberg 2001.

Kontaktadresse:

Timotheus Kaiser | Daimler AG
D-73733 Esslingen | Emil-Kessler-Straße 4
Tel.: +49 (0)151 586 196 81
E-Mail: timotheus.kaiser@daimler.com

1. VDI-Tagung „Gießen von Fahrwerks- und Karosseriekomponenten“ am 11. und 12. Februar 2014 in München-Freising

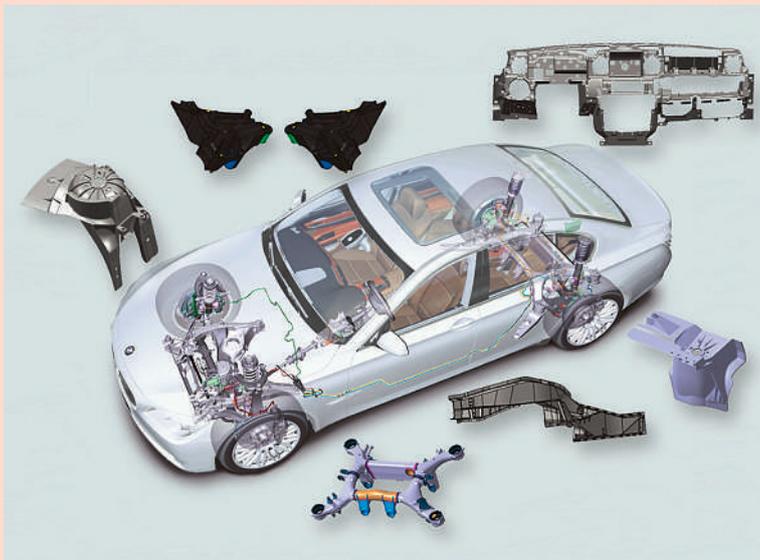


Bild: VDI Wissensforum GmbH/BMW AG

Der Markt für Strukturgussbauteile boomt, die Zeichen stehen auf Wachstum. Die vielen, teils sehr kleinen und komplexen Bauteile zu produzieren, stellt Gießer, Entwickler und Konstrukteure vor zahlreiche Herausforderungen. Welche Anforderungen stellen sie an Werkstoff- und Fertigungskonzepte und welche Probleme entlang der Prozesskette auftreten, diskutieren Experten auf der 1. VDI-Fachtagung „Gießen von Fahrwerks- und Karosseriekomponenten“ am 11. und 12. Februar 2014 in München-Freising. Die Tagungsleitung hat Dipl.-Ing. (FH) Martin Schübel von BMW übernommen.

Auf der Tagung präsentieren Fachleute aktuelle Beispiele, wie die Gießtechnik optimal gelingen kann, anhand der wesentlichen Produktionsschritte – PEP, Fertigungsprozesskette, Produktion Gießprozesse sowie Produktion Folgeprozesse. Einleitend erläutert Paul Dick, Leiter Entwicklung Rohbau von Daimler, welche Auswirkungen der Einsatz von Gussbauteilen im Rohbau auf das Werkstoff- und Fertigungskonzept der neuen Mercedes-Benz S-Klasse hat. Michael Dukat, Leiter Entwicklung Aufbau Karosserie, berichtet über aktuelle intelligente Karosserieleichtbaukonzepte von Porsche.

Möglichkeiten, um Fahrwerkteile oder Achsträger funktions- und fertigungsgerecht zu gießen sowie zu schmieden, präsentieren Experten von Martinrea Honsel und Otto-Fuchs. Welches Innovationspotenzial in Salzkernen steckt, erläutern Vertreter von Daimler. Gregor Branner stellt unter anderem die erfolgreiche Druckguss-Produktion bei Audi vor. Neben Vorträgen zu Eigenschaften, Gießverfahren und Technologien berichten weitere Experten über Lösungen für verzugsminimierte Strukturbauteile, Simulationen und Herausforderungen beim automatischen Richten. Fachleute von unter anderem Belte, Laubinger + Rickmann sowie KSM Castings stellen konkrete Beispiele im Bereich der Folgeprozesse vor. Stefan Zangerle, Leiter Einkauf Strukturguss von BMW, erörtert abschließend, welche Trends der Karosserie- und Fahrwerksmarkt in Zukunft zu erwarten hat.

Die Teilnehmer haben die Möglichkeit, an einer Führung durch die Produktion der Leichtmetallgießerei von BMW in Landshut teilzunehmen. Eine Fachausstellung begleitet das Vortragsprogramm.

Die Teilnehmer haben die Möglichkeit, an einer Führung durch die Produktion der Leichtmetallgießerei von BMW in Landshut teilzunehmen. Eine Fachausstellung begleitet das Vortragsprogramm.

Anmeldung und Programm unter www.vdi.de/giessen-fahrwerk oder über das VDI Wissensforum Kundenzentrum, Postfach 10 11 39, D-40002 Düsseldorf, E-Mail: wissensforum@vdi.de, Telefon: +49 (0)211 6214-201, Telefax: +49 (0)211 6214-154.

Einsatz der Dauertemperaturmessung im Großserien-Automobilguss bei Fritz Winter Eisengiesserei GmbH & Co.KG, Stadtallendorf/D*)

*Continuous Pouring Temperature Control with high Volume Automobil Castings
at Fritz Winter Eisengiesserei GmbH & Co.KG, Stadtallendorf/Germany*



Frank Hampel,

nach Ausbildung zum Industriemechaniker Eintritt 1990 bei Fritz Winter. Nach Durchlauf verschiedener Produktionsbereiche Ausbildung zum Industriemeister. Seit 2009 Produkt- und Prozessoptimierer Forschung/Entwicklung im Bereich Zylinderköpfe

Dipl.-Ing. Marc Walz,

nach Ausbildung zum Konstruktionsmechaniker Fachrichtung Anlagenbau Studium der Gießereitechnik an der TU Clausthal. Seit 2002 Entwicklungsingenieur in der Abteilung Forschung und Entwicklung bei Fritz Winter, seit 2008 Leiter Forschung und Entwicklung.



Dr.-Ing. Wolfgang Glitscher,

nach Promotion zum Dr.-Ing. an der TH Aachen 1982 tätig als Stahlwerksingenieur bei Krupp Stahl Südwestfalen bis 1987. Danach bis 1989 Consultant und Betriebsleiter Krupp Stahltechnik und Krupp Industrietechnik, seit 1990 Direktor Produktanwendung, Heraeus Electro-Nite



Schlüsselwörter:

Gusseisen, Kontinuierliche Gießtemperaturmessung, Dauertemperaturmessung

Die Anforderung an moderne Bauteile aus Gusseisen wächst stetig. Sie wird getrieben durch den Gesetzgeber, weltweite Einsetzbarkeit und nicht zuletzt durch den Endkunden.

Bei der Herstellung dieser Bauteile wird in immer enger werdenden Prozessfenstern gefertigt, um die Anforderungen der Kunden hinsichtlich Materialeigenschaften als auch Geometrie toleranzgerecht zu erfüllen. Zusätzlich fordert die Putzerei am Ende des Gießprozesses Bauteile, deren kerngebildete Bereiche bei enger werdenden Querschnitten noch putzbar bleiben und nicht durch sogenannte Vererzungen blockiert sind. Eine große Bedeutung hat in diesem Zusammenhang natürlich die Gießtemperatur, denn je heißer das Gusseisen ist, das mit den in der Form liegenden Kernen in Berührung kommt, desto größer ist die Gefahr, dass es zu Reaktionen mit dem Kernformstoff kommt, die zu den oben erwähnten Vererzungen führen. Wird andererseits die Gießtemperatur aus diesen oder anderen Gründen zu stark abgesenkt, kann es zu sogenanntem Kaltlauf kommen, der im Regelfall zu Undichtigkeiten am Bauteil führt.

*) Vorgetragen von F. Hampel auf der 57. Österreichischen Gießereitagung am 11. April 2013 in Leoben.

In den meisten Gießereien ist die Tauchtemperaturmessung mittels einer auf eine Messlanze gesteckten Einweg-Messhülse (auch Tauchmesskopf genannt), der industrielle Standard. Sie kann in nahezu allen Bereichen mit Messautomaten oder mobilen Messlanzen ohne größeren Aufwand durchgeführt werden. Die verwendeten Tauchsensoren bestehen aus einem Messkopf, der das eigentliche Thermoelement und die Kupferkontakte für die Messlanze beinhaltet, sowie einem Papprohr mit Restfeuchte, das die Tauchlanze während des Messens in der flüssigen Schmelze für einige Sekunden schützt. Die erreichbare Messgenauigkeit bewegt sich im Toleranzbereich von ± 3 Grad.

Neben dieser Methode besteht seit geraumer Zeit auch die Möglichkeit, mittels Infrarot- oder sog. Laserpyrometer berührungslos zu messen. Die von der Schmelze emittierte Strahlung wird dabei nach dem Planck'schen Gesetz in Temperatur umgerechnet. Diese Messmethode ist dabei nur so gut, wie es die Erfassung der Strahlungsintensität erlaubt. Stäube und Schlacken trüben jedoch bekannterweise diese Lichtstrahlung und beeinflussen so die Messgenauigkeit. Auch bei Fritz Winter konnte diese Messmethodik die Erwartungen leider nicht erfüllen, da die in den Gießvorschriften geforderten Toleranzen von ± 10 °C prozesssicher nicht zu erreichen waren.

Im Stahlwerksbereich existiert schon länger als ein Jahrzehnt die kontinuierliche Temperaturmessung direkt in der Metallschmelze. Dabei werden Sensorhaltbarkeiten von mehreren Stunden bis hin zu einem Tag und länger erreicht. Auch hier ist die technologische Basis ein Thermolement, wegen der besseren Langzeitstabilität stets in Typ B (PtRh30%/PtRh6%) ausgeführt. Außen geschützt durch ein Tonerdegraphit-Rohr, innen durch ein gasdichtes Hochtenerde-Rohr, bildet der kontinuierliche Sensor ein integrales Messelement mit vielseitigen Einsatzmöglichkeiten; im Stahlwerksbereich ist das üblicherweise der Stranggießverteiler. Die Technik ist vergleichsweise anspruchsarm. So ist beispielsweise Thermoschock kein Problem, die Verbindung zum Messkabel ist mittels Schnellkupplung plug & play ausgeführt. Erhöhten Strahlungsproblemen, die die Verbindung Sensor – Messkabel stören würden, kann mit einer geeigneten Schirmung und/oder Luftkühlung begegnet werden. Die Messgenauigkeit beträgt ± 1 Grad.

Getrieben durch die vielen Vorteile der Dauertemperaturmessung, die aus dem Stahlwerksbereich bekannt sind, wurde beschlossen, diese Technik an einer Gießlinie bei Fritz Winter einem Langzeittest zu unterziehen. Diese Gießlinie ist mit 3 Gießöfen von ABB bzw. Junker mit einem Fassungsvermögen zwischen 10 und 20 to ausgerüstet und fertigt sowohl konventionelle als auch Dünnwand-PKW-Zylinderkurbelgehäuse und Nutzfahrzeug Zylinderköpfe in den Werkstoffen GJL 250, GJL 300, GJV 450 und Varifer®.

Der grundsätzliche Versuchsaufbau an den erwähnten Öfen ist in **Abb. 1** dargestellt.

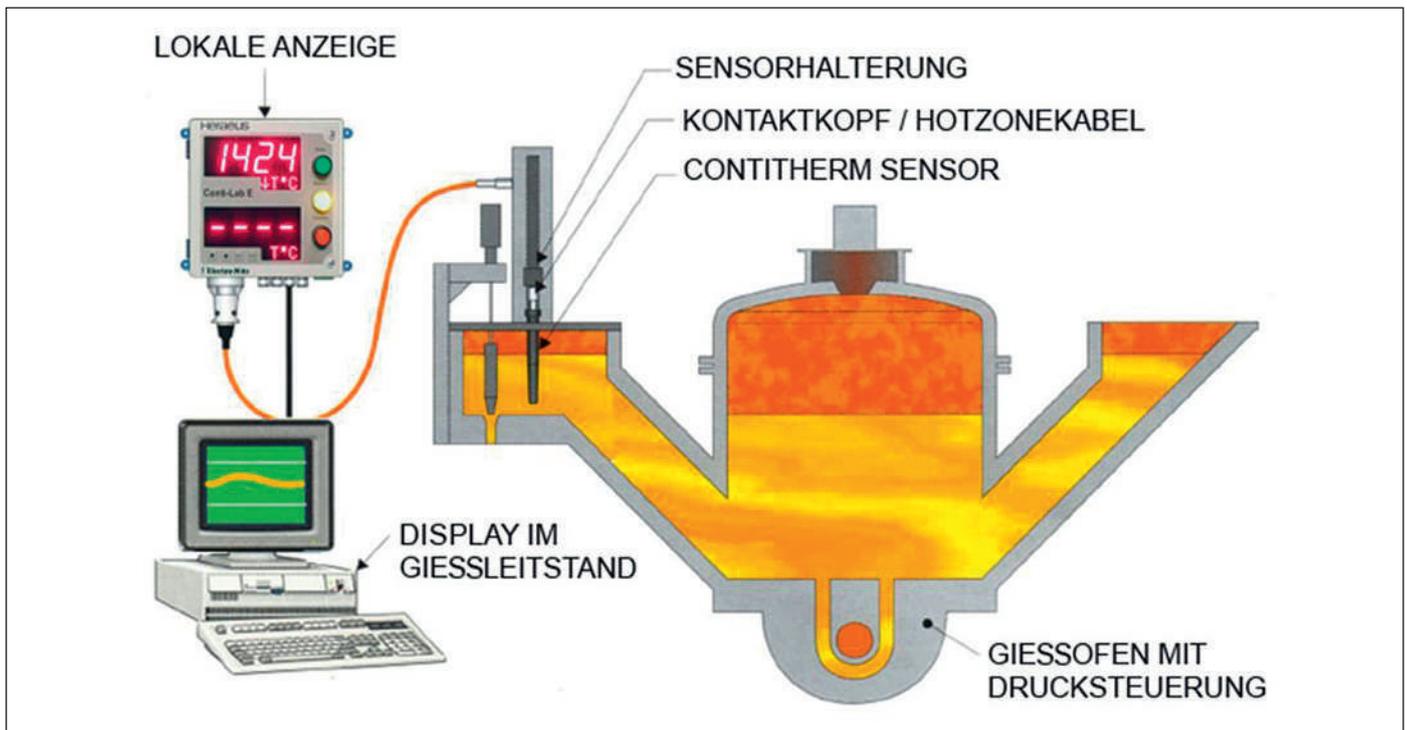


Abb. 1: Skizze Versuchsaufbau an den Gießöfen

Neben der prinzipiellen Verwendbarkeit der Dauertemperaturmessung an Gießöfen für Gusseisen sollten folgende Punkte untersucht werden:

- Funktionalität/ Lebensdauer
- Genauigkeit/ Streuung
- Handling/ Flexibilität
- Übertragbarkeit auf andere Gießlinien
- Arbeitssicherheit
- Kosten

Zu Beginn dieses Projektes wurde an der betroffenen Linie der Ist-Zustand der Temperaturmessung mit konventioneller Messlanze und Einweghülse festgestellt. Bei der Temperaturmessung mit Lanze wird im Seriengießprozess alle 15 Minuten eine sogenannte Spot-Messung vorgenommen. Das angestrebte Toleranzfeld kann, je nach Produkt, nur 20 °C betragen. Die Streuung des Gesamtsystems Lanze-Messhülse liegt, je nach Lieferant, bei 3,6 bis 5 °C, so dass das zulässige Temperaturfenster für den Gießprozess allein durch die Streuung der Messmittel schon sehr eingengt wird. Die Messung selbst geht so von statten, dass das Ofenpersonal in der Gießbrinne möglichst nah am Gießstopfen während des Gießprozesses die Temperatur misst. Dabei besteht die Gefahr, dass jeder Messende selbst entscheidet, an welcher Stelle in der Gießbrinne genau die Messung durchgeführt wird. Sollte der Messwert nicht in der vorgegebenen Toleranz liegen, wird die Messung wiederholt. Ist auch die zweite Messung außerhalb der Toleranz, wird der Gießprozess gestoppt und Gegenmaßnahmen, z.B. bei Unterschreitung der unteren Toleranzgrenze Einfüllen einer Pfanne mit heißem Gusseisen, eingeleitet. Gerade dann, wenn die vorgeschriebene Gießtemperatur knapp nicht erreicht wird, ist die Versuchung für den Messenden groß, an einer „günstigeren“ Stelle zu messen und so mit der Wiederholungsmessung den Toleranzbereich zu erreichen.

Zu Beginn des Langzeitversuchs wurde der erste Gießofen mit Sensoren der Bauart Contitherm Lite Typ B ausgerüstet. Alternativ wurden zu einem späteren Zeitpunkt

auch Sensoren der Bauart Contitherm Typ B, deren Umhüllung dicker ausgeführt ist, verwendet. Das gesamte Messsystem ist in **Abb. 2** dargestellt.

| | | |
|----------------------|---|-----------------------|
| Modell Sensor | : | Contitherm „B“ |
| Temperaturspektrum | : | 0 °C bis 1820 °C |
| Genauigkeit | : | 0 °C bis +3 °C |
| Länge | : | 500mm |
| Eintauchtiefe Bad | : | min. 130mm |
| Sample Rate | : | analog |
| Modell EDV | : | Digitemp- E |
| Temperaturspektrum | : | 200 °C bis 1820 °C |
| Auflösegenauigkeit | : | 1 °C |
| Betriebstemperatur | : | 0 bis 50°C |
| Sample Rate | : | 10 Samples/s |

Abb. 2: Messsystem Dauertemperaturmessung

Die seitens des Herstellers empfohlene Sensoraufnahme (**Abb. 3**) konnte aufgrund der Platzverhältnisse an der Gießlinie nicht verwendet werden, so dass eine geeignetere Aufnahme in Eigenregie konstruiert und gebaut wurde (**Abb. 4**).

Die Dauertemperaturmessungen wurden zusätzlich zu den Lanzen-Spot-Messungen durchgeführt, um die Absolutwerte der gemessenen Temperaturen

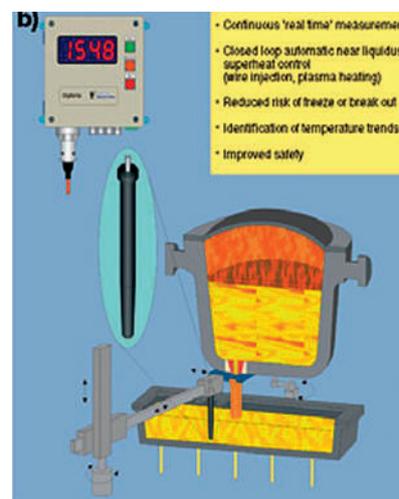


Abb. 3: Sensoraufnahme Heareus



Abb. 4: Messsystem im Einsatz

miteinander vergleichen zu können und auch zu prüfen, ob die über die Dauertemperaturmessung ermittelten Trends bezüglich der Temperaturänderungen auch mit der konventionellen Messtechnik erkannt werden können. Wichtig hierbei war die Gewährleistung einer Mindesteintauchtiefe von 130 mm, um stabile Messdaten zu erzeugen.

Insgesamt wurde der Langzeitversuch über einen Zeitraum von 21 Tagen mit 6 Sensoren durchgeführt. Es wur-

den 260.000 Messwerte erzeugt. Es zeigte sich, dass die Dauertemperaturmessung problemlos an den bei Fritz Winter verwendeten Gießöfen installiert werden kann. Die Funktionalität ist gewährleistet. Das System ist einfach und verwechslungssicher und in kürzester Zeit vom Werker erlernbar. Je nach Dicke der Umhüllung darf mit einer Lebensdauer von 3 (Contitherm Lite) bis 5 (Contitherm) Tagen gerechnet werden (Vgl. Sensorverschleiß **Abb. 5**). Zu beachten ist die Empfindlichkeit der Sensoren gegen seitliche mechanische Beanspruchung, z.B. beim Abschlacken der Gießrinne. Es stellte sich heraus, dass der Sensor am besten mit der Halterung aus der Schmelze gezogen und zur Seite geschwenkt werden sollte. Aus Arbeitsschutzgründen bietet sich die gleiche Verfahrensweise bei Wechsel des Sensors an. Ein Vorheizen der Sensoren war nicht notwendig. Die Temperaturschockbeständigkeit der Sensoren ist ausreichend hoch.

Bezüglich der anfallenden Sensorkosten konnte, basierend auf der ermittelten durchschnittlichen Lebensdauer der Sensoren, ein Kostenvorteil ermittelt werden (vgl. **Abb. 6**).

Als Fazit aus diesem Projekt bleibt zu ziehen, dass außer dem zu tätigenen und in diesem Falle überschaubaren Invest bei der Implementierung von neuen Systemen in einen existierenden Prozess es keine nennenswerten Nachteile bei der Umstellung auf die Dauertemperaturmessung an Gießöfen gibt.

Die Dauertemperaturmessung ermöglicht die lückenlose Überwachung und Dokumentation des Gießprozesses hinsichtlich Temperaturschwankung und verbessert so dessen Stabilität. Trends werden sicher erkannt und es kann frühzeitig gezielt gegengesteuert werden.

Auf diese Weise kann temperaturbedingter Ausschuss signifikant reduziert werden, was zur Einsparung der Energie für das Erzeugen von Ersatz für diese Ausschussteile führt. Außerdem können Toleranzen weiter eingengt werden, so dass Stillstandszeiten und Energieverschwendung durch zu spätes Nachregeln der Prozesse vermieden werden können.

Energie ist ein teures und immer teurer werdendes Gut. Durch Energieeinsparung werden Kosten reduziert und die Wettbewerbsfähigkeit wird erhöht.

Die höheren Anschaffungskosten der Dauertemperatursensoren können durch die ermittelte Lebensdauer von im Durchschnitt 3 bis 5 Tagen, je nach vorheriger Messfrequenz für die Lanzen-Spotmessung, kompensiert werden. Im günstigsten Falle ergibt sich auch hier eine Kostenersparnis.

Durch die örtliche Entkopplung des Sensorwechsels von der Gießrinne konnte eine Verbesserung der Arbeitssicherheit festgestellt werden.

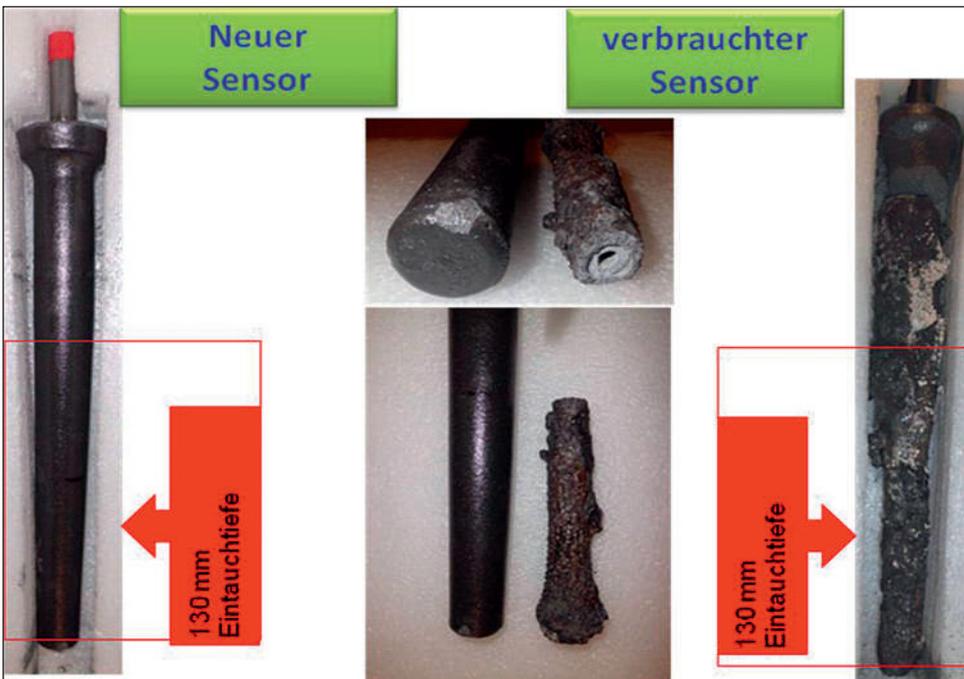


Abb. 5: Sensorverschleiß

| Merkmale | Spot-Messung | Contitherm |
|-----------------|---------------------|--------------------------|
| Messung/Stück | 1 Messung | ca. 43.000 (43-tausend) |
| Lebensdauer | 1 Messung | ca.72 – 120 Stunden |
| Invest a 72 Std | ca. 300 € | ca. 120 – 200 |

Abb. 6: Kostenvergleich Einmal- und Dauertemperaturmessung

Durch die positiven Ergebnisse des Langzeitversuchs an einer Gießlinie bestätigt, ist bei Fritz Winter eine Umstellung aller Gießlinien mit Gießöfen auf die Dauertemperaturmessung geplant. Außerdem wird die bereits installierte Dauertemperaturmessung an das vorhandene Datenbanksystem angebunden, so dass Toleranzverletzungen hinsichtlich Gießtemperatur automatisch dokumentiert werden und daraus resultierende Sperrmeldungen für bereits abgegossene Teile automatisch generiert werden können.

Literaturverzeichnis

- [1] Glitscher, W.; Kendall, M.: Thermocouple-based continuous temperature measurement systems in continuous casting operations. „Stahl und Eisen“ 128 (2008), Heft 9, Seiten 87–92
- [2] Klein B.: Versuchsplanung – DoE – Einführung in die Taguchi/Shanin-Methodik. Kassel.: Oldenbourg 2007
- [3] Gussfehler-Atlas; Gießerei-Verlag GmbH, Düsseldorf
- [4] Hasse S., Brunhuber E.: Giesserei Lexikon. Schiele & Schön, Berlin 2007.

Kontaktadresse: Fritz Winter Eisengießerei GmbH & Co. KG | D-35260 Stadtallendorf | Albert-Schweitzer-Straße 15
Tel.: +49 (0)6428 78 0 | Fax: +49 (0)6428 78 6211 | E-Mail: info@fritzwinter.de | www.fritzwinter.de



14. Internationaler Deutscher Druckgusstag im Rahmen der EUROGUSS

14. bis 16. Januar 2014, Nürnberg

Begegnung und Austausch auf höchstem Niveau: Der 14. Internationale Deutsche Druckgusstag – veranstaltet in Kooperation mit dem Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie (BDG) – stellt in Halle 7 der EUROGUSS die Weichen der Branche auf Zukunft. Mit dem Messegeschehen erwartet das internationale Fachpublikum wieder ein hochkarätiges Vortragsprogramm rund um zukunftsweisende Innovationen.

Programm

Dienstag, 14. Januar 2014

Schwerpunkt: Prozesstechnik, Weiterverarbeitung u. Gussanwendung

- 13:00 Uhr **Begrüßung**
Gerd Röders | VDD
- 13:15 Uhr **Potenzial zur Verbesserung der Wirtschaftlichkeit in der Druckgiesserei**
Dr. Patrick Reichen | Bühler AG
- 13:45 Uhr **Das Druckgießen im Spannungsfeld zunehmender Anforderungen an die Gussteile und das Streben nach Optimierung des Prozesses**
Prof. Dr.-Ing. Eberhard Ambos
- 14:15 Uhr **BMW Boxermotoren – Gussanwendungen, gestern, heute und morgen**
Jean Segaud | BMW AG, Landshut
- 14:45 Uhr **Kaffeepause**
- 15:00 Uhr **Infrared Heat Transfer for thinwalled Aluminium Automotive Castings**
Dr. Dan Dragulin | Markus Belte | Belte AG, Delbrück
- 15:30 Uhr **Beiträge zur Umsetzung von E-Mobilität mit Aluminium**
Dr.-Ing. Andreas Kleine | Trimet Aluminium SE, Harzgerode
- 16:00 Uhr **Maschinelle Bearbeitung in der Gießzelle**
Pederzoli Ruggero | Meccanica Pl. ERRE, Bedizolle (I)

Mittwoch, 15. Januar 2014

Schwerpunkt: Werkzeuge und Maschinentechnik

- 10:00 Uhr **Möglichkeiten zur Optimierung werkzeuginterner Temperiersysteme für den Aluminium-Druckgießprozess**
Sebastian Müller | ifs, TU Braunschweig
- 10:30 Uhr **Optimierungsmöglichkeiten von Werkzeugstandzeiten durch den Einsatz moderner Trennstoffe**
Darko Tomazic | Chem-Trend, Norderstedt
- 11:00 Uhr **PVD-Beschichtungen steigern die Produktivität in der Druckgusstechnik**
Markus Salathe | Oerlikon Balzers Coating Germany GmbH, Bingen
- 11:30 Uhr **Kaffeepause**
- 12:00 Uhr **LaserCUSING – Aktuelle Anwendungen und Beispiele aus der Praxis**
Thorsten Herbert | Concept Laser GmbH, Lichtenfels
- 12:30 Uhr **Energie- und ressourceneffiziente Druckgussmaschinen-Peripheriegeräte**
Kai Kerber | Oskar Frech GmbH & Co. KG, Schorndorf
- 13:00 Uhr **Kaffeepause**
- 13:30 Uhr **3 Platten Technik – Technologie-Anwendungen – Potenziale**
Jörg Beck | AWEBA Werkzeugbau GmbH, Aue
- 14:00 Uhr **Grenzen verschieben: Erweitertes Potential im Druckguss durch induktive Formwärmerung**
Dr.-Ing. Götz Hartmann / Dr.-Ing. José Feigenblum | MAGMA Gießereitechnologie GmbH, Aachen

Donnerstag, 16. Januar 2014

Schwerpunkt: Gusswerkstoffe und Schmelztechnik

- 10:00 Uhr **Hohle Strukturen im Warmkammerverfahren mit Magnesium durch Gasinjektion**
Prof. Dr. Thomas Weidler | Hochschule Aalen
- 10:30 Uhr **Lokale Gefügeverbesserung von Druckgussbauteilen durch thermische, mechanische und metallurgische Maßnahmen**
DI Dr. Peter Hofer | Österreichisches Gießerei-Institut, Leoben (A)
- 11:00 Uhr **Kaffeepause**
- 11:15 Uhr **Aluminium-Druckgusslegierungen für Strukturbauteile**
Stuart Wiesner / Leif Speckert | Georg Fischer AG, Schaffhausen (CH)
- 11:45 Uhr **Betrachtungen zum Energieverbrauch in einem Aluminium-Schmelzwerk**
Ansgar Pithan | Martinrea Honsel GmbH, Meschede
- 12:15 Uhr **Kaffeepause**
- 12:30 Uhr **Kriechvorgänge und Alterung unterschiedlicher Zinkdruckgusslegierungen im Vergleich**
Walter Leis | Hochschule Aalen
- 13:00 Uhr **Sicherheit und Qualität von Zinkdruckguss durch gütegesicherte Legierungen und Verarbeitung; Prozesssicherheit = Produktsicherheit**
Lothar Wenk | Krefeld
- 13:30 Uhr **Schlusswort**
- Die Teilnahme am Druckgusstag ist im Eintritt zur EUROGUSS enthalten. Alle Fachvorträge werden simultan ins Englische übersetzt

Weitere Informationen: www.euroguss.de

Erhöhung der Dauerfestigkeit bei Zylinderkurbelgehäusen aus GJL durch Festigkeitsstrahlen

Increased Fatigue Strength of GJL Cylinder Blocks due to Strength increasing Shot-Peening



Dipl.-Ing. Sebastian Slawik, Studium der Werkstoffwissenschaften mit Vertiefungsrichtung Methodik an der Universität des Saarlandes in Saarbrücken. Seit Dezember 2012 wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Funktionswerkstoffe (Prof. Dr.-Ing. Frank Mücklich) an der Universität des Saarlandes und am Steinbeis-Forschungszentrum Material Engineering Center Saarland (MECS), Saarbrücken.

MITAUTOREN:

Dr.-Ing. Peter Leibenguth, Leitender Labormanager, Steinbeis-Forschungszentrum Material Engineering Center Saarland (MECS), Saarbrücken;

Dr. Holger Welsch, Leiter Entwicklung, Neue Halberg-Guss GmbH, Saarbrücken;

Dipl.-Ing. Herbert Junk, Senior Manager, Neue Halberg-Guss GmbH, Saarbrücken;

Dr.-Ing. Konrad Weiss, Geschäftsführer der RWP GmbH, Rotgen;

Dipl.-Ing. Bernhard Busskamp, General Manager Airblast Technology Centre Germany, Wheelabrator Group GmbH, Metelen;

Prof. Dr.-Ing. Frank Mücklich, Wissenschaftlicher Direktor und CEO, Steinbeis-Forschungszentrum Material Engineering Center Saarland (MECS), Saarbrücken.

Schlüsselwörter: Grauguss, Zylinderkurbelgehäuse, Dauerfestigkeitserhöhung, Festigkeitsstrahlen, Simulationsmodell

Kurzfassung

Zylinderkurbelgehäuse aus GJL werden wegen ihrer guten Werkstoffeigenschaften und aus wirtschaftlichen Gründen in der Entwicklung neuer Motoren nach wie vor sehr geschätzt. Die Anforderungen an die Bauteile hinsichtlich Leistung und Lebensdauer steigen weiterhin stetig. Durch lokale Werkstoffbeeinflussung mittels gezielter Maßnahmen, wie Festigkeitsstrahlen, können potentiell höhere Dauerfestigkeiten für das Bauteil erreicht werden.

Dieser Beitrag beschäftigt sich mit den zugehörigen Wirkmechanismen, sowohl mikroskopisch im Gefüge als auch makroskopisch an der Oberfläche bzw. dem Bauteil. Sie ermöglichen eine lokale Dauerfestigkeitssteigerung der Zylinderkurbelgehäuse auf Basis speziell abgestimmter Strahlprozesse. Die für eine derartige Behandlung sinnvollen Bereiche am Bauteil können anhand von Finite-Elemente-Berechnungen identifiziert werden. Stand der Technik ist die Simulation der Erstarrungs- und Abkühlverläufe und der daraus resultierenden Eigenspannungszustände der Bauteile. Allerdings werden die Einflüsse des Strahlens auf die hierfür benötigten Starttrandbedingungen bis dato nicht berücksichtigt.

Zukünftig soll den FEM-Berechnungen jedoch der reale Ausgangszustand des Fertigteils, unter Berücksichtigung

des Gieß- und Abkühlprozesses, des Reinigungs- und Verfestigungsstrahlens und der einzelnen Bearbeitungsschritte zugrunde liegen. Hierzu wird ein Simulationsmodell entwickelt, welches die Auswirkung des Strahlprozesses auf die Oberfläche des Werkstoffs einbindet. Durch geeignete Charakterisierungsmethoden werden die dafür notwendigen Simulationsparameter ermittelt. Als Ergebnis wird eine bauteilspezifische, orts aufgelöste Strahldosis zur Erhöhung der Dauerfestigkeit anvisiert.

Es ist davon auszugehen, dass in Analogie zu vergleichbaren Behandlungen anderer Standardbauteile eine Erhöhung der Dauerfestigkeit von bis zu 15 % zu erwarten ist. Dies ermöglicht einerseits eine weitere Steigerung der Motorleistung und andererseits eine Reduzierung des Bauteilgewichtes bei gleichbleibender Leistung. Die Grundlagen dieser anvisierten Ziele sollen im Rahmen des vorliegenden Beitrages untersucht werden.

1. Motivation und Zielstellung

Die Energieeffizienz und Wirtschaftlichkeit eines Automobils werden vornehmlich über dessen Gewicht beeinflusst. Somit ist die Gewichtsreduktion bei gleichzeitiger Gewährleistung der Ansprüche an Sicherheit und Stabilität ein vorrangiges Ziel bei der Konstruktion. Die Entwicklung der letzten Jahre zeigt, dass zum Erreichen dieses Ziels die Auslegung einer Vielzahl von Automobilkomponenten neu überdacht wird. Dabei werden nicht nur konstruktive Maßnahmen und der Einsatz moderner Werkstoffe bzw. Werkstoffverbunde in Betracht gezogen (z.B. an Karosserie und Chassis), sondern auch die gezielte Gefügeeinstellung zur Eigenschaftssteigerung von bereits etablierten Materialien wird untersucht. Am Beispiel des Verbrennungsmotors aus lamellarem Gusseisen (GJL) lassen sich verschiedene Herangehensweisen für das letztgenannte Konzept nachvollziehen. Einerseits besteht die Möglichkeit, für den dort vorliegenden Lastfall zyklischer Beanspruchung die resultierende Mikrostruktur über die Führung des Gießprozesses selbst zu optimieren. Andererseits kann durch nachgeschaltete Bearbeitungsverfahren eine lokale Behandlung von hochbeanspruchten Bereichen dieses Bauteils erfolgen, um eine Steigerung von Festigkeit und Dauerfestigkeit zu erreichen. Hierdurch kann ein gusstechnisch weitgehend optimiertes Produkt eine weitere Verbesserung erfahren, ohne den Gussvorgang selbst beeinflussen zu müssen. Umgekehrt kann ein derart festigkeitssteigerndes Verfahren dazu genutzt werden, auf konstruktivem Weg Gewichtseinsparungen, unter Erfüllung der Steifigkeits- und Festigkeitsanforderungen, am Motorblock zu realisieren.

Die für eine solche Materialmodifikation in Frage kommenden Verfahren werden über die Oberfläche des Bauteils induziert und beeinflussen dementsprechend Gefüge und Festigkeit in der Randzone. Vornehmlich geschieht dies durch gezielte Einbringung von plastischer Verformung und daraus resultierenden Druckeigenspannungen, die letztlich die Dauerfestigkeit erhöhen. In der industriellen Serienproduktion etabliert sind das *Kugelstrahlen*,

das *Festwalzen* sowie das weniger weit verbreitete *Laser Shot Peening*. Nicht jedes dieser Verfahren kann unter den Gesichtspunkten Effizienz und Wirtschaftlichkeit in einer Produktionslinie umgesetzt werden. Zudem schränkt die Bauteilgeometrie selbst die Auswahl weiter ein, wenn die entsprechenden Bereiche schwierig zugänglich sind. Im Allgemeinen sind verlässliche Finite-Elemente (FE) Berechnungen des unter Last stehenden Bauteils ein gutes Mittel zur Festlegung der für die Behandlung relevanten Bauteilregionen. Für den Fall der beabsichtigten Gewichtsreduktion an GJL-Zylinderkurbelgehäusen (ZKG) ist eine Zieldefinition anhand lokaler Bauteilgeometrie und -dicke zu bevorzugen. Dieses Kriterium deutet auf die im Lagerstuhl befindlichen Schottwände als Modellsystem der geplanten Untersuchung. Hierfür weist das Kugelstrahlen passende Charakteristika auf. Zum einen kann das benötigte Strahlwerkzeug weitgehend problemlos zum vorgesehenen Behandlungsort geführt werden. Zum anderen sind in Relation zu anderen Verfahren die Prozesszeiten niedrig, so dass eine zeiteffiziente Integration in die Produktionslinie, eine Automatisierung einschließend, möglich ist. Des Weiteren werden ähnliche Strahlverfahren bereits zum Reinigen nach dem Gießprozess verwendet, so dass es denkbar ist, im Rahmen lediglich eines Strahlvorganges sowohl Reinigung als auch Festigkeitssteigerung zu erzielen. Im Sinne einer weiteren Gewichteinsparung durch Reduktion der Schottwanddicke wäre es günstig, den Effekt des Kugelstrahlens auf die lokal vorliegende Festigkeit simulativ bereits im Zuge der Konstruktion berücksichtigen zu können. Hierfür ist eine Erweiterung bereits vorhandener FE-Programme notwendig, die zur Berechnung des Gießvorganges und der dabei entstehenden Temperatur- und Eigenspannungsverteilung Verwendung finden. Voraussetzung ist, dass für den Strahlprozess und die von ihm hervorgerufene mikrostrukturelle Veränderung hinreichend geeignete Eingangsparameter definiert sind, welche experimentell zuverlässig ermittelt werden können. So sind die in die Oberfläche eingebrachte Energie sowie die Wirtiefe der Beeinflussungszone und der Grad der dort vorliegenden plastischen Deformation zu bestimmen. Dies erfordert von der experimentellen Analytik neben der Bereitstellung der geeigneten Messmethoden auch eine hinreichend gute Mess- und Ortsauflösung, so dass eine Korrelation zwischen Gefügezustand und der bewirkten Modifikation der mechanischen Eigenschaften zugänglich wird.

Im Rahmen des vorliegenden Beitrages soll die interdisziplinäre Vorgehensweise zur Umsetzung dieser Zielstellung am Beispiel der GJL-ZKG dargestellt werden. Als Partner haben sich neben dem ZKG-Produzenten ein Strahlwerkzeug-Hersteller, ein FE-Software-Unternehmen sowie ein auf Werkstoffcharakterisierung und -entwicklung spezialisiertes Forschungsinstitut zusammengeschlossen, um die jeweiligen Expertisen in den einzelnen Disziplinen zu bündeln. Darüber hinaus werden erste ermittelte Ergebnisse der Gefüge-Eigenschaftskorrelation vorgestellt.

2. Kugelstrahlen zur lokalen Festigkeitssteigerung durch Plastifizierung und Aufbau von Druckeigenspannungen

Shot-Peening, auch Verfestigungsstrahlen oder Kugelstrahlen genannt, ist ein in der Metallbearbeitung bereits langjährig etabliertes Verfahren. Durch diese Behandlung kann die Lebensdauer von hoch belasteten Bauteilen

deutlich gesteigert werden. Das Shot-Peening verhindert die Entstehung und Ausbreitung von Rissen an und unterhalb der Oberfläche, die vor allem durch Wechselbeanspruchungen, Schwingungen, Reibung oder Korrosion hervorgerufen werden. Die Beschleunigung des Strahlmittels erfolgt entweder über Aufschleudern oder durch Druckluft. Unabhängig von der Art der Partikelbeschleunigung ist der Wirkmechanismus stets der gleiche – es kommt zur Ausbildung von Verfestigung und Druckeigenspannungen im oberflächennahen Bereich. Dies führt zu einer partiellen Aufhebung der im Betriebseinsatz wirkenden Zugspannungen. Hauptanwender des Kugelstrahlverfahrens sind die Automobil- und die Luftfahrtindustrie, darüber hinaus wird es jedoch auch in anderen Industriebereichen eingesetzt, beispielsweise bei der Herstellung von chirurgischen Implantaten [1].

Nach Sichtung des aktuellen Standes der Literatur zeigt sich, dass auf dem Gebiet des Verfestigungsstrahlens von Gusseisenwerkstoffen verhältnismäßig wenig Arbeiten vorliegen. Die meisten Werkstücke aus Gusseisen werden entsandt bzw. reinigungsgestrahlt, was mit Hilfe von Schleuderradanlagen durchgeführt wird. Insbesondere liegen Erfahrungen in der Behandlung von Kurbelwellen und Nockenwellen vor [2]. Da bei diesem Prozess runde Kugeln verwendet werden, ähnelt dieser Prozess dem Verfestigungsstrahlen. Der wesentliche Unterschied besteht darin, dass beim Reinigungsstrahlen die Parameter nicht alle überwacht bzw. in einem engen Toleranzbereich gehalten werden können. Bereits dieser Vorgang kann bei GJL eine Deformation der Oberfläche bis in Tiefen von 1 bis 2 mm erzielen und Druckspannungen in der Größenordnung von 350 MPa herbeiführen [3]. Bei Nocken- und Kurbelwellen geht es im Wesentlichen um das Vermeiden von Pitting an den Nocken [2]. Dazu werden die einzelnen Nocken relativ sanft verfestigungsgestrahlt, damit sich die Druckeigenspannung oberflächennah ausbildet. Durch das Einbringen dieser oberflächennahen Spannungen wird das Herausbrechen von Material aus der Oberfläche verhindert. Die Gefahr des Herausbrechens besteht im Wesentlichen dann, wenn die Oberfläche einer sehr hohen Druckspannung ausgesetzt wird. Das komplexe Verfestigungsstrahlen an ZKG aus Gusseisen wird nach unserem heutigen Kenntnisstand noch nicht gezielt durchgeführt.

Um die beabsichtigten konstanten Druckeigenspannungsfelder in spezifischen Bereichen der Werkstücke zu erzielen, ist die Auswahl der Shot-Peening Parameter sorgfältig zu betreiben [4]. Diese betreffen sowohl den eigentlichen Prozess als auch den Werkstoff, der bearbeitet werden soll. Grundvoraussetzung ist es, einen reproduzierbar gleichen Anlieferungszustand der Werkstücke (Strahlgut) zu haben, da das Endergebnis des Strahlens hiervon wesentlich abhängt. Die wesentlichen Parameter des Strahlprozesses selbst (Abb. 1) betreffen Sorte, Größe,

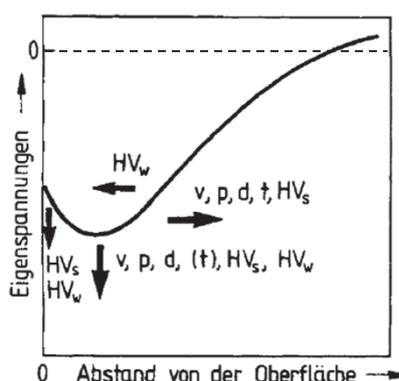


Abb. 1: Beeinflussung von Betrag und Verteilung der Kugelstrahleigenspannungen durch folgende Parameter: Strahlmittelgeschwindigkeit v , Strahlendruck p , mittlerer Strahlmitteldurchmesser d , Überdeckungsgrad oder Strahlzeit t , Strahlmittelhärte HV_s , Strahlgut-härte HV_w ; modifiziert nach [5].

Form und Auftreffgeschwindigkeit des Strahlmittels sowie den Überdeckungsgrad [5]. Die Variation einer dieser Größen kann dazu führen, dass das Maximum der Druckeigenspannung bzw. deren Einbringtiefe steigt oder beides gleichzeitig geschieht. Daher ist es notwendig, die Parameter in einer sehr engen Toleranz zu halten. Die Toleranzen können der SAE AMS 2432 [3], welche als Grundlage für Shot-Peening-Verfahren genutzt werden kann, entnommen werden.

Für die Durchführung eines Shot-Peening-Versuches ist im Vorfeld zu klären, ob die zu strahlende Fläche mittels Schleuderrädern oder Druckluft-Strahldüsen gezielt bestrahlt werden kann. Wenn möglich, ist eine direkte Bestrahlung zu bevorzugen, um Rückprall-Effekte (Ricochet) zu minimieren. Bei komplexen Werkstücken bzw. schwierig erreichbaren Flächen können Strahldüsen bzw. Strahllanzen mit verschiedenen Öffnungen verwendet werden, was im Falle der ZKG das Mittel der Wahl ist. Art und Dimensionierung des Strahlmittels stellen ein weiteres wichtiges Kriterium dar. Für die Erzeugung von hohen Druckeigenspannungen in einer großen Tiefe werden Strahlkugeln großen Durchmessers verwendet, wohingegen für die Erzeugung von nahen Druckeigenspannungsbereichen kleine Strahlmittel bzw. Glasperlen oder Keramikugeln zum Einsatz kommen [5]. Ebenso wirkt sich die Auftreffgeschwindigkeit aus. Je höher diese ist, desto höher der Impulsübertrag, der zum Aufbau des Spannungsfeldes führt. Bei Werkstücken aus weichen Materialien wird neben der Erzeugung des Druckeigenspannungsfeldes zusätzlich eine Oberflächenverdichtung hervorgerufen, die gemeinsam mit der Druckeigenspannung eine positive Wirkung auf die Lebensdauer der Werkstücke hat. Konstante Spannungsfelder werden durch den Überdeckungsgrad des Strahlprozesses eingestellt. Hierzu muss eine mindestens einhundert prozentige Überdeckung gewährleistet sein. Überprüft wird dies, indem der zu strahlende Bereich mit fluoreszierender Farbe eingesprüht, anschließend verfestigungsgestrahlt und unter Schwarzlicht geprüft wird, ob die Farbe vollständig entfernt wurde.

Um die Reproduzierbarkeit des Strahlprozesses zu prüfen und in der Produktion zu gewährleisten, werden Almenplättchen, soweit möglich, in dem zu behandelnden Bereich des Werkstücks angebracht [1]. SAE AMS 2432 [6] enthält Empfehlungen zur Auswahl des passenden Almenplättchentyps. Ein Maß für die durch das Strahlen eingebrachte Energie ist die nach dem Prozess resultierende Durchbiegung des Plättchens. Anhand dieser Methode ist es jedoch nicht möglich, den konkreten Verlauf der Druckeigenspannungen in die Tiefe zu erfassen, da

sich das Almenplättchen nicht in Relation zu den Druckeigenspannungen verhält. Damit deutet ein hoher Almenwert nicht zwingend auf hohe Druckeigenspannungsniveaus hin. In der Vergangenheit wurde festgelegt, dass am Sättigungspunkt des Almenplättchens gearbeitet werden muss. Es hat sich hierbei jedoch herausgestellt, dass die Druckeigenspannungen schon wesentlich früher komplett ausgeprägt werden und daher die Bearbeitung des Sättigungspunkts nicht zwingend notwendig ist. Für die Aufrechterhaltung des Ergebnisses sind jedoch auch eine gute Strahlmittelaufbereitung und -dosierung notwendig.

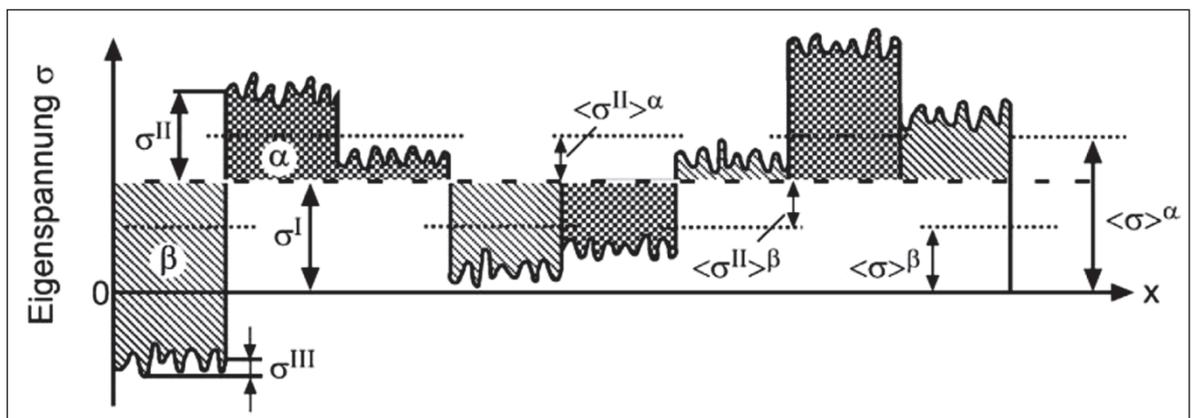
Um einschätzen zu können, ob Verfestigungsstrahlen sinnvoll an ZKG umgesetzt werden und die gewünschte Wirkung erzielen kann, wurde eine Machbarkeitsstudie durchgeführt, die sich sowohl um die mikrostrukturellen Auswirkungen des Strahlens als auch bereits um die simulative Umsetzung bemühte. Auf Grundlage der SAE AMS 2432 [6] wurden Almenplättchen vom Typ A aus dem gleichen Werkstoff hergestellt wie die ZKG selbst. Dadurch konnte sowohl unter weitgehender Einhaltung der gängigen Messvorschrift als auch an artgleichem Werkstoff die oberflächennahe Materialmodifikation mit der eingebrachten Energie in Zusammenhang gebracht werden. Zunächst wurde das derzeit in der ZKG-Produktion stattfindende händische Reinigungsstrahlen mittels Druckluftdüse bewertet. Variiert wurde hierbei lediglich der Parameter Strahleinwirkzeit (konstant gehalten wurden Strahlmittel Ferrosad F24 niedrig-C Stahlkugeln, bainitisches Gefüge, Durchmesser 0,8 bis 1,2 mm, Härte 390 bis 430 HV1 (Neuzustand), 440 bis 480 HV1 (Betriebszustand) [7], Strahldruck 6,5 bar). Im folgenden Abschnitt 3 werden die ersten Ergebnisse der FE-Implementierung dargestellt und im Abschnitt 4 durch die quantitative Erfassung der Gefügeveränderung ergänzt.

3. Konzeption eines inversen Ansatzes zur FE-Simulation von Kugelstrahlprozessen

Aufgabe der FE-Simulation ist es, die beim Abkühlungsprozess entstehenden Eigenspannungen mit denen, hervorgerufen durch das Verfestigungsstrahlen, zu superpositionieren. Nach Macherauch erfolgt die Einteilung der Eigenspannungen gemäß der Relation zwischen den charakteristischen Dimensionen von Mikrostruktur und verwendeter Messsonde in drei Gruppen (Abb. 2) [8]:

- erster Ordnung: homogene Mittelspannung über eine größere Anzahl von Körnern
- zweiter Ordnung: homogene Abweichung von der Mittelspannung in einem Korn

Abb. 2: Definition der Eigenspannungen erster (σ^I), zweiter (σ^{II}) und dritter Art (σ^{III}) eines am Beispiel eines Zweiphasen-Werkstoffes sowie der jeweiligen Mittelspannungen $\langle \sigma \rangle^\alpha$, $\langle \sigma \rangle^\beta$ der beiden Phasen α und β , [9].



• dritter Ordnung: lokal in der Größenordnung von Gitterabständen hinweg variierende Spannung durch Unregelmäßigkeiten im Aufbau des Kristallgitters

Aufgrund der üblichen Diskretisierungen bei der Berechnung von Gusseigenspannungen können normalerweise nur Spannungen erster Ordnung berücksichtigt werden. Neuere Forschungsprojekte befassen sich jedoch auch mit der Berechnung und Messung von Spannungen zweiter Ordnung, wobei hier allerdings nur kleine Bauteilausschnitte in der Größenordnung weniger Körner berücksichtigt werden können [10 u. 11].

Die Berechnungen der Gusseigenspannungen zeigen die örtliche Verteilung von Druck- und Zugeigenspannungen im Modell des Werkstückes. Die beim Strahlen eingebrachten Spannungen sind makroskopisch gesehen vornehmlich als Spannungen erster Ordnung zu behandeln. Die Vorhersage der auftretenden Spannungsänderungen stellt eine neue Qualität der Berechnungsvorhersage dar. Darüber hinaus kann die eingebrachte Energie zu weiteren Gefügeveränderungen führen und damit Änderungen der lokalen mechanischen Eigenschaften bewirken, die in der Simulation ebenso zu berücksichtigen wären.

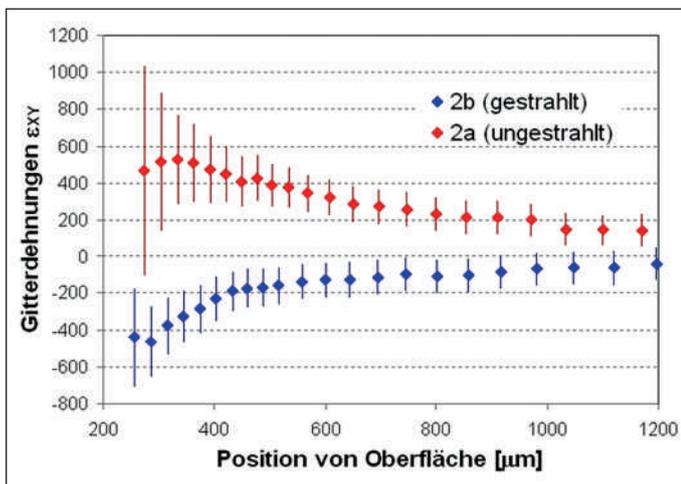


Abb. 3: Mittels Neutronenbeugung aufgenommene Tiefenverteilung des Dehnungszustandes (in ppm) einer gestrahlten und einer ungestrahlten Probe, direkt entnommen aus einem ZKG.

Im Rahmen von Vorversuchen wurde am FRMII in München mittels Neutronenbeugung die tiefenabhängige Verteilung der Gitterdehnung aufgezeichnet. Wie in Abb. 3 gezeigt, wurden gestrahlte

und ungestrahlte Proben (hier direkt aus einem ZKG entnommen) im Vergleich vermessen. Dabei zeigen die Gitterdehnungen bei der Probe im Grundzustand durchwegs Zugeigenspannungen an. Durch das Strahlen werden diese zu negativen Werten hin verschoben, so dass der gewünschte Wechsel von Zug nach Druck erzielt wurde. Insbesondere im Tiefenbereich kleiner 500 µm ist die Wirkung eines signifikanten Druckspannungsfeldes zu er-

kennen. Ab 500 µm weiter in die Tiefe ist eine Sättigung ersichtlich.

Die mikroskopischen Messungen der Gefügeveränderungen in Abhängigkeit der Strahlparameter werden mit den Eigenspannungsmessungen korreliert und damit für die FE-Berechnungen quantifizierbar. Wie bereits angedeutet, werden Almenplättchen zur Beurteilung des Energieeintrags verwendet. Dieser erzeugt auf der Oberfläche eine Vorspannung, die auf verschiedenen Wirkmechanismen basieren kann. Mögliche Gründe für eine Deformation über die Plastizitätsgrenze liegen in der Änderung von Versetzungsdichte, Matrix, lokaler Festigkeit und des lokalen E-Moduls. In der Folge werden Simulationen als Parameter-Studien durchgeführt, um die Wirkung der einzelnen Einflüsse bewerten zu können und um die verschiedenen Parameter zu testen. Zur Simulation des Strahlens ist es nötig, ein günstiges Ersatzmodell zu implementieren. Dazu werden die eingebrachten Energien als Temperaturen aufgefasst und in die spezifischen Tiefen eingebracht. Die daraus entstehenden thermischen Spannungen werden hieraus rechnerisch ermittelt und die so entstandenen Spannungen mittels geeigneter Methoden am Realbauteil abgeglichen. Grundlage der FE-Berechnungen der Eigenspannungen ist der Verschiebungs-

$$(\varepsilon_i)_{ges} = B_{ij} \cdot u_j \quad (1)$$

mit dem Hooke'schen Gesetz

$$\sigma_k = E_{ki} (B_{ij}u_j - (\varepsilon_i)_\Theta) \quad (2)$$

und dem Ansatz der virtuellen Arbeit

$$F_l = \int_V B_{kl}E_{ki} (B_{ij}u_j - (\varepsilon_i)_\Theta) dV \quad (3)$$

wird dann die Integration durchgeführt

$$F_l = B_{kl}E_{ki} (B_{ij}u_j - (\varepsilon_i)_\Theta)V \quad (4)$$

Die hier betrachteten Größen sind Gesamtdehnung $(\varepsilon_i)_{ges}$, thermische Dehnung $(\varepsilon_i)_\Theta$, Verschiebungsvektor u_j , Dehnungs-Verschiebungstensor B_{ij} , Gesamtspannung σ_k , Elastizitätstensor E_{ki} , Knotenpunktkräfte F_l und Elementvolumen V . Das dadurch entstehende Gleichungssystem wird nach den Elementspannungen gelöst [12]. Anhand

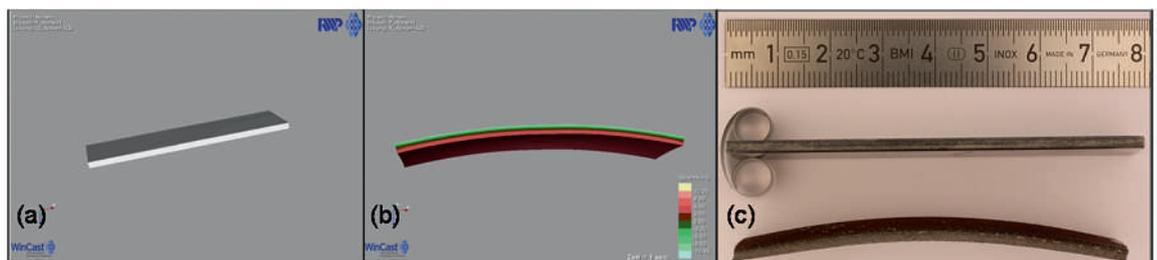


Abb. 4: Exemplarische Umsetzung des Temperaturansatzes zur FE-Simulation des Kugelstrahlens von GJL-Almenplättchen: äußere Form des Ausgangszustandes (a), Spannungsverlauf des gestrahlten Zustandes (b) und Gegenüberstellung mit der im Experiment vorgefundenen Durchbiegung (c).

dieses Ansatzes besteht die Möglichkeit, in einem relativ einfachen Verfahren Spannungen und Deformationen zu bestimmen. Ein erstes Simulations-Experiment, basierend auf dieser Methode, soll das Kugelstrahlen von GJL-Almenplättchen des Typs A abbilden.

Dieses wird nun analog zum Almentest einseitig mit Energie beaufschlagt, wobei dies hier durch die Ersatzgröße Temperatur erzielt wird. Die sich daran anschlie-

bende Spannungsberechnung berücksichtigt Thermodehnungen und induziert dadurch Druckspannungen in der Randzone. **Abb. 4** zeigt das Simulationsergebnis ((a) und (b)), welches die typische Durchbiegung der Almenplättchen aufweist, wie durch den Vergleich mit **Abb. 4** (c) am real gestrahlten Objekt bestätigt wird. Parameter, die zum Abgleich mit der Realsituation herangezogen werden können, sind analoge Größen wie Temperatur, Wärmeleitfähigkeit, Wärmeausdehnungskoeffizient und der E-Modul. Von Seiten der Verfahrensparameter sind insbesondere Strahlintensität, Strahldauer und Strahlmittel mit den Berechnungsparametern in Einklang zu bringen.

4. Korrelation zwischen Gefügestand und mechanischen Eigenschaften

Der durch das Kugelstrahlen hervorgerufene mikroskopische Gefügestand an der Oberfläche beeinflusst direkt das makroskopische Bauteilverhalten. Die Korrelation zwischen diesen lokalen und globalen Aspekten ermöglicht es, aus der Charakterisierung des modifizierten Gefüges heraus die Änderung der mechanischen Eigenschaften auf diesen Skalen mit den gewählten Strahlparametern in Verbindung zu bringen. Des weiteren können so die Eingabeparameter der Simulation an die realen Umstände angepasst werden, um eine höhere Zuverlässigkeit in der Berechnung zu erzielen. Die durch Festigkeitsstrahlen eingebrachte elastische und plastische Verformungsenergie führt zu einer bleibenden Verformung der oberflächennahen Körner. Um dies an einem Polykristall zu ermöglichen, müssen die einzelnen Körner, abhängig von ihrer Gestalt und Orientierung, unter Wahrung der Kompatibilität mit der Verformung anderer Körner, an der Verformung teilnehmen. Diese wird durch Formänderung und Kristallgitterrotation getragen [13]. Aufgrund dieser Kompatibilitätsbeschränkung werden Verformungen elastisch unterdrückt, so dass innere Kräfte zurückbleiben und Eigenspannungen entstehen. Zudem werden offensichtlich Änderungen in Oberflächen-topographie, Dichte, Textur, Phasenzusammensetzung und daraus resultierend in der Festigkeit hervorgerufen. **Tabelle 1** stellt die beeinflussten Gefügekenngößen mit den hierfür üblichen Messmethoden gegenüber [5].

Gemäß der zuvor diskutierten Gefügebeurteilung auf lokaler und globaler Skala ist es zweckmäßig, die Unterteilung der Eigenspannungen nach Macherauch geeignet anzupassen.

Aus messtechnischer Sicht werden Makro- und Mikro-eigenspannungen unterschieden, wobei die erstgenannten den gemittelten Spannungszustand über mehrere Körner hinweg repräsentieren.

Mikrospannungen hingegen geben den Spannungszustand innerhalb eines Kornes wieder und skalieren bis auf atomare Größenskala. Sie umfassen damit die Eigenspannungen zweiter und dritter Ordnung und erfassen somit die eingebrachte plastische Verformung. Mikroskopisch betrachtet erfordert plastische Verformung unter Wahrung der Kristallstruktur vornehmlich die Entstehung und Bewegung von Gitterdefekten, hauptsächlich Versetzungen. Andere, hier zu vernachlässigende Mechanismen sind Zwillingsbildung und Diffusion. Versetzungsbewegung führt zum Abgleiten ganzer Kristallbereiche und somit zu einer Formänderung. Im einfachen Fall der Biegung eines Kornes müssen Versetzungen in bestimmter Orientierung vorhanden sein, um rein geometrisch eine Biegung zu ermöglichen, da die Kornoberfläche auf einer Seite gelängt und auf der gegenüberliegenden verkürzt wird. Diese Gestalt erfordert, dass auf der längeren Seite mehr Atomebenen vorliegen, welche als geometrisch notwendige Versetzungen (GNDs) bezeichnet werden. Wie in **Abb. 5** (a) gezeigt, sind sie im Gegensatz zu den statistischen Versetzungen unbeweglich [14]. Je größer die plastische Deformation, desto größer sind Defektdichte und plastische Zone [15]. Gemäß der Übersicht in **Tabelle 1** werden üblicherweise zur Bestimmung der Makrospannungen mechanische Verfahren, wie Bohrloch- und Zerlegemethode, bzw. diffraktometrische Verfahren, wie $d\text{-sin}^2(\psi)$ -Methode, herangezogen. Mikrospannungen hingegen sind ausschließlich über Diffraktometrie zugänglich, wobei die Profilanalyse eine maßgebliche Rolle spielt. Ähnliche Möglichkeiten bietet die Elektronenrückstreubeugung (EBSD)-Technik, die als zusätzlicher Analytik-Modul in Rasterelektronenmikroskopen (REM) einsetzbar ist. Sie eröffnet die Erfassung von Informationen über Phasen, Textur- und plastische Deformationszustände im Rahmen einer Messung bei gleichzeitig günstiger Ortsauflösung im nm-Bereich. Gerade Letzteres unterscheidet sie erheblich

| Auswirkungen | Messgrößen |
|---|--|
| Formänderungen (Verzug) | Abmessungen |
| Topographieänderungen | Rauheitsmaße |
| Erzeugung und Änderung der Anzahl von Gitterstörungen | Halbwertsbreite von Röntgeninterferenzlinien, Kohärenzlängen und Gitterverzerrungen, Härte |
| Änderung von Makro-eigenspannungen | Form- und Abmessungsänderungen, Röntgeninterferenzverschiebungen |
| Änderungen von Phasenanteilen | Röntgeninterferenzintensitäten |
| Änderung von Texturzuständen | {hkl}-Flächenhäufigkeiten (Polfigur, ODF) |
| Risserzeugung | Risslängen/-tiefen |
| Dichteänderungen | Porositäten |

Tabelle 1: Auswirkungen von Kugelstrahlbehandlungen auf vorliegende Mikrostruktur und Oberflächenzustand sowie auf zugehörige Messgrößen [5].

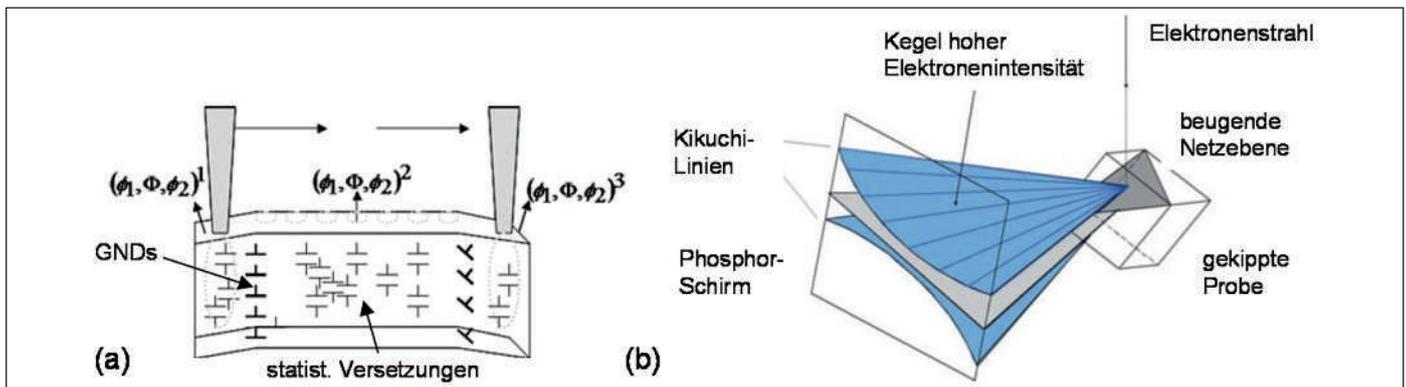


Abb. 5: Schematische Darstellung der durch Verbiegen hervorgerufenen Änderung der Kristallorientierung durch das Vorhandensein von geometrisch notwendigen Versetzungen (GNDs) an Orten von Gitterrotationen (fett gedruckt) (a) (an der Oberseite der Darstellung symbolisiert ein rasternder Elektronenstrahl die Messung im REM; die Zahlentriplets (φ₁, Φ, φ₂)_i stellen die lokale Kristallorientierung g_i in Euler-Winkeln dar); Entstehung eines Kikuchi-Bandes durch Elektronenbeugung an einer Netzebene (b); beide modifiziert nach [15].

von den oben genannten Methoden, die nur bedingt zur (lateral- und tiefen-) orts aufgelösten Erfassung fähig sind. Lediglich die damit verbundene aufwendige Probenpräparation und das in Relation geringere zugängliche Messvolumen sind als begrenzende Größen zu bedenken. Dennoch birgt die Anwendung dieser Technik, gerade wegen ihrer Fähigkeit, Tiefenprofile erstellen zu können, hinsichtlich der vorliegenden Fragestellung durchaus Potenzial. Somit wurde im Rahmen der vorliegenden Machbarkeitsstudie ihre Einsatzfähigkeit experimentell überprüft.

Anhand EBSD ist die Messung von Gitterrotationen und lokalen Missorientierungen, wie sie durch Versetzungen hervorgerufen werden, innerhalb eines Kornes zugänglich. Es muss betont werden, dass somit nicht Plastizität selbst, sondern die durch sie hervorgerufenen GND-Versetzungsfelder zugänglich sind. Grundprinzip ist die Beugung von Elektronen am Kristallgitter, welches in Form des Beugungsbildes auf einem Phosphor-Schirm sichtbar gemacht werden kann. Das Beugungsbild besteht aus Bändern erhöhter Helligkeit, den sog. Kikuchi-Bändern, wobei ein Band eine gesamte Netzebenenschar repräsentiert, siehe auch **Abb. 5** (b). Die Orientierung und Anordnung der Bänder ist abhängig von Kristallstruktur und -orientierung. Mit einer automatischen Auswerterroutine können somit am Ort des auftreffenden rasternden Elektronenstrahls Kristallstruktur, -orientierung und lokale Orientierungsunterschiede bestimmt werden [15]. Zwischen eng benachbarten Punkten auf der Probe können dergestalt Missorientierungen erfasst werden, welche mit der Defektdichte der geometrisch notwendigen Versetzungen und somit mit der Größe der plastischen Zone korrelieren. Es besteht hierbei eine direkte Proportionalität [16 u. 17]. Die laterale Auflösung von EBSD beträgt heute in Abhängigkeit vom Werkstoff bis zu 50 nm, der geringste messbare Orientierungsunterschied ca. 0,5 bis 1°.

Abb. 6 (a) zeigt den mittels REM im Sekundärelektronen-Kontrast abgebildeten Querschliff eines gestrahlten Almenplättchens. Deutlich sind (Pfeile) die durch den Aufprall des Strahlmittels erzeugten Oberflächenzerrüttungen zu erkennen. Diese stellen ein Schädigungsbild dar, welches bei der späteren Serienanwendung durch geeignete Parameterwahl vermieden werden muss. Des weiteren ist (siehe Rahmen) der für die EBSD-Untersuchung in die Tiefenrichtung herausgegriffene Bereich gekennzeichnet. In **Abb. 6** (b) ist die farbkodierte Darstellung der Orientierungsinformation (stereographisches Standarddreieck) wiedergegeben. Die Graphit-Lamellen ergeben aufgrund

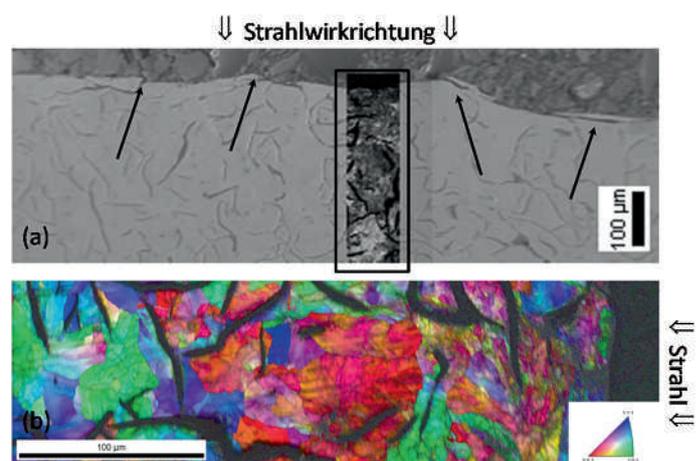


Abb. 6: REM-Aufnahme eines Querschliffes eines gestrahlten Almenplättchens im Sekundärelektronen-Kontrast (a), EBSD-Aufnahme als farbkodiert überlagerte Orientierungsinformation des in (a) umrahmten Bereichs (b).

der niedrigen Ordnungszahl ein unzureichendes Rückstreu-Signal, welches nicht weiter berücksichtigt wird.

Um Missorientierungen zu charakterisieren, existieren verschiedene Kennwerte, die jedoch alle auf dem gleichen Datensatz basieren. Lediglich Anzahl und Anordnung der Pixel sowie das verwendete Mittelungsverfahren führen zu unterschiedlichen Berechnungen. Bei Missorientierungen zwischen Pixeln innerhalb eines Kornes oder zwischen Kernpixel (siehe Pixel A in **Abb. 7**) und umgebenden Pixeln kann der Mittelwert Δg_K der individuellen Missorientierungen Δg_{Ai} = g_A-g_i (wobei g_i für die Orientierung des jeweiligen Pixels ausgedrückt in Euler-Winkeln steht) berechnet werden. Diese Kernel-Average-Missorientation (KAM-Wert Δg_K) dient hier als Grundlage der Bewertung der GND-Dichte und damit als indirektes Maß der Ausdehnung der plastischen Zone. Für drei unterschiedliche Strahleinwirkzeiten (4, 8, 12 s) bei ansonsten

Die Abbildung zeigt die mathematische Definition des KAM-Wertes Δg_K. Ein zentrales Pixel A ist von sechs umgebenden Pixeln (1 bis 6) umgeben. Die Formel lautet:

$$\Delta g_K = \frac{1}{6} (\Delta g_{A1} + \Delta g_{A2} + \Delta g_{A3} + \Delta g_{A4} + \Delta g_{A5} + \Delta g_{A6})$$

Abb. 7: Mathematische Definition des KAM-Wertes Δg_K in Abhängigkeit der Orientierungsunterschiede von Zentralpixel A und umgebenden Pixeln 1 bis 6 Δg_{Ai} [18].

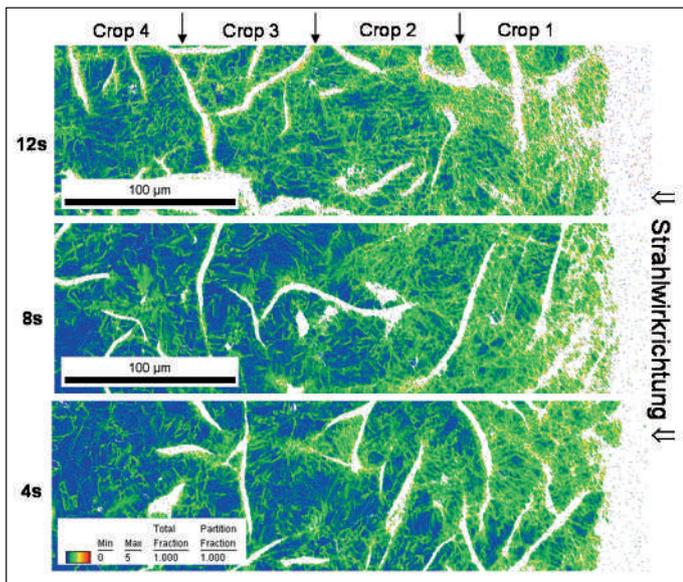


Abb. 8: KAM-Karten aufgenommen im Querschnitt von Almenplättchen verschiedener Strahleinwirkzeiten. Die Missorientierungen bis max. 5° werden berücksichtigt, ansonsten besteht die Möglichkeit einer Verwechslung mit Korngrenzen. Die Farbskala von blau nach rot (siehe Legende) kodiert das Missorientierungsintervall von 0 bis 5°. Die länglichen weißen Bereiche stellen die für EBSD unzugänglichen Graphit-Lamellen dar.

gleichgehaltenen Parametern wurden lokal aufgelöste KAM-Informationen aus den EBSD-Messungen extrahiert.

Anhand der in Abb. 8 gegenübergestellten KAM-Karten kann bereits ein qualitativer Vergleich der Bildung von GNDs durch den Strahlprozess gezogen werden. Offensichtlich erzeugen längere Strahleinwirkzeiten einen höheren Grad an lokaler Missorientierung $\Delta\gamma_K$ in die Tiefe hinein, was entsprechend eine Erhöhung der GND-Dichte und damit der plastischen Zone bedeutet. Dieses ist anhand der verstärkt auftretenden Missorientierungswinkel zwischen 0,5 und 1° (siehe grüne Felder in Abb. 8) abzuleiten. Es ist anzumerken, dass in Nähe der Graphitlamellen eine erhöhte Missorientierung festgestellt wird, wss mit der durch die Phasengrenze eingebrachten Störung zu assoziieren ist. Dieser Effekt ist jedoch gegenüber der Modifikation durch das Strahlen zu vernachlässigen. Um ein halbquantitatives Maß der Wirkzone der plastischen Deformation definieren zu können, wurden einerseits gemittelte KAM-Werte in Abhängigkeit der Tiefe und andererseits Häufigkeiten von Missorientierungen betrachtet. Ersteres umfasst die Mittelung des KAM-Wertes

über einen Tiefenbereich von jeweils 3 μm , wobei der jeweilige Mittelwert der mittleren Tiefe des Bereichs zugeordnet ist (siehe Abb. 9). Der beispielhaft für acht Sekunden Strahlzeit dargestellte Verlauf der Kurve ist durch eine geeignete Funktion (Exponentialfunktion) approximiert sowie mit der zugehörigen KAM-Karte im Hintergrund korreliert. Zusätzlich sind die geometrischen Verhältnisse der Untersuchung angedeutet. Die Tiefe Null wurde mit der entsprechenden KAM-Karte derart verknüpft, dass der Wert Null kurz vor einem erneuten Abfall des Verlaufs, welcher mit präparativen Aspekten der Randschicht begründet ist, festgelegt wird.

Ein Vergleich der Funktionsverläufe der Fitfunktionen der verschiedenen Strahlzustände in Abb. 10 offenbart, dass im Mittel die KAM-Werte mit größerer Strahlintensität zunehmen, und bestätigt damit den visuellen Eindruck der KAM-Karten. Zudem wird durch Vergleich mit den durchgeführten Neutronenbeugungsmessungen (Abb. 3) deutlich, dass eine Korrelation des plastisch verformten Bereichs mit Eigenspannungs-Tiefenverläufen möglich ist.

Zur Untersuchung der Missorientierung wurde das betrachtete Messfeld in vier äquidistante Tiefenabschnitte unterteilt (siehe Abb. 8, dort Bezeichnung Crop), innerhalb derer die Häufigkeitsverteilung der auftretenden Missorientierungswinkel mittels Analyse-Software ermittelt wurde. Diese Ergebnisse sind in Abb. 11 zusammen-

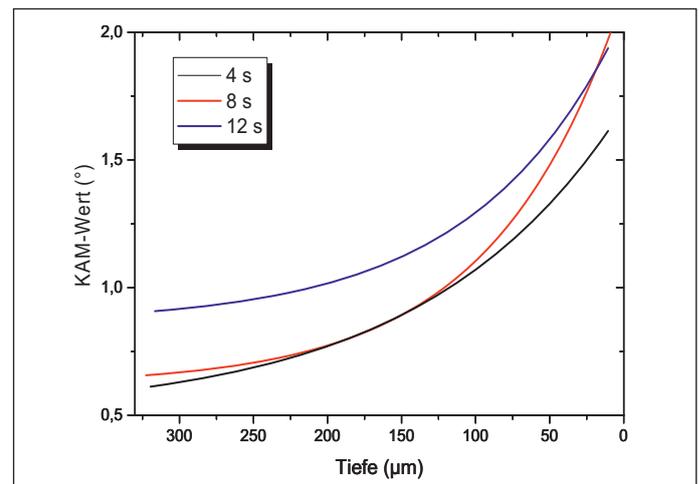


Abb. 10: Vergleich der Fitfunktionen der gemittelten KAM-Tiefenverläufe bei Strahleinwirkdauern von 4 s, 8 s und 12 s. Größere Strahlzeiten sind tendenziell unterhalb der Oberfläche mit größeren KAM-Werten verbunden.

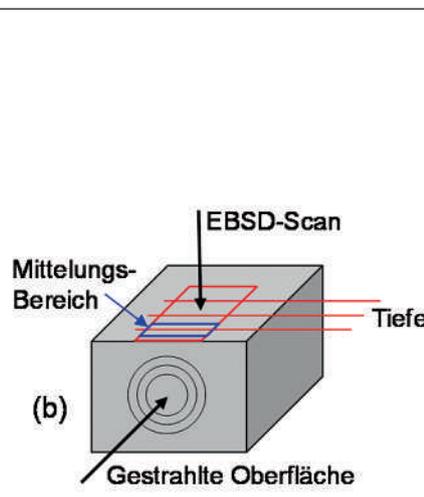
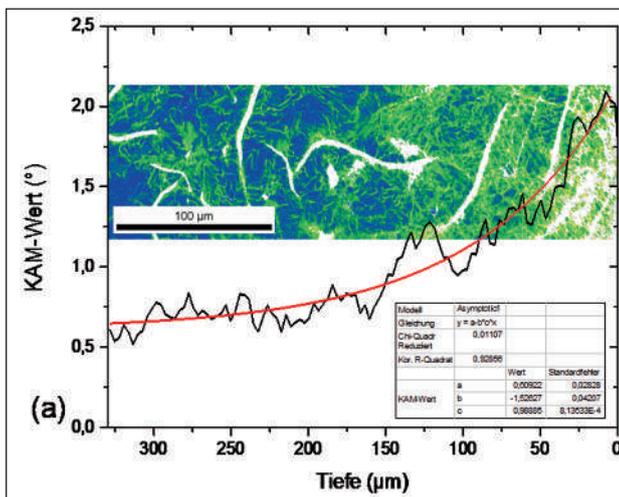


Abb. 9: Gemittelter KAM-Wert-Tiefenverlauf mit zugehöriger KAM-Karte im Hintergrund bei einer beispielhaften Strahleinwirkdauer von 8 s (a). Zur Approximation wurde eine Exponentialfunktion gewählt. Die Geometrie der Messanordnung (b) zeigt die Orientierung des EBSD-Scanfensters mit einem schematisch gezeigten Mittelungs-Bereich der KAM-Werte, welcher der entsprechenden Tiefe zugeordnet ist, in Relation zur kugelgestrahlten Oberfläche.

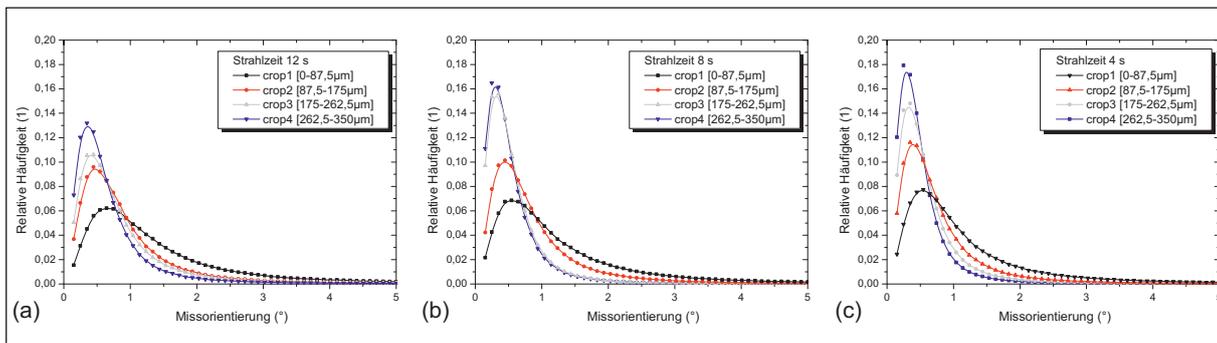


Abb. 11: Häufigkeitsverteilungen der Missorientierung innerhalb der vier Crop-Bereiche (siehe Abb. 8) bei Strahleinwirkdauern von 12 s (a), 8 s (b), 4 s (c).

gefasst. Allen dort gezeigten Verteilungen ist gemein, dass in den oberflächennahen Bereiche deutlich größere Halbwertsbreiten (HWB) festgestellt werden, die mit zunehmender Entfernung in die Tiefe geringer werden und zuletzt scharfe Verteilungsprofile dominieren.

Die intuitive Annahme, dass eine erhöhte Strahldauer zu einer vergrößerten plastischen Zone führt (vergleiche mit Abb. 1), wird durch die in Abb. 11 gezeigten Missorientierungsverteilungen bestätigt. Gemeinsam mit den Neutronenbeugungsexperimenten (Abb. 3) ergibt dies folgendes Bild. Das dort nachgewiesene Druckdehnungsmaximum, welches in einer Tiefe von ungefähr 200 bis 250 μm detektiert wurde, korreliert hinreichend gut mit der Größenordnung der Tiefenausdehnung der Missorientierung, wie in den KAM-Karten (Abb. 8) zu sehen.

Es ist denkbar, dass anhand der gemittelten tiefenabhängigen KAM-Werte oder der im jeweiligen Tiefenintervall vorliegenden HWB der Missorientierungs-Verteilung eine Abschätzung der Wirttiefe des Strahlprozesses zu bewerkstelligen ist. Umgekehrt könnte eine willkürliche Grenzgröße definiert werden, die konsistent in der Bewertung der nachfolgenden Messungen zugrunde liegen muss. Dies ist derzeit noch Gegenstand der Diskussion.

5. Ausblick

Als Fazit der hier präsentierten Studie lässt sich im Wesentlichen folgendes festhalten. Die Einführung der Temperatur als Ersatzgröße für die eingebrachte Strahlenergie im Rahmen der FE-Simulation erscheint vor dem Hintergrund der gezeigten Testergebnisse als vielversprechender Ansatz. Für die beabsichtigte zuverlässige Simulation von Erstarrungs- und Strahleigenstressungen ist jedoch eine geeignete Schnittstelle zwischen Berechnung und experimentell zugänglichen Daten über Gefüge- und relevante Materialeigenschaften noch genauer auszuarbeiten. Von Seiten der Gefügeanalyse ist die EBSD-Technik zur Bestimmung der plastischen Deformationszone zwar als nicht geläufige, aber dennoch mit deutlichem Anwendungspotenzial versehene Methode zu bewerten. Insbesondere der erste qualitative Vergleich mit Neutronenbeugungsexperimenten bestätigt dies. Nichtsdestotrotz ist in der Zukunft ein weiterer Ausbau dieser Technik vorgesehen. Im Besonderen umfasst dieses die anspruchsvolle wissenschaftliche Fragestellung einer Validierung bzw. eines Abgleichs der so gewonnenen KAM-Ergebnisse gegenüber den in diesem Themengebiet etablierten diffraktometrischen Verfahren zur Mikrospannungsanalyse. Eine Ausdehnung der Strahllexperimente auf die Lagerstühle von ZKG ist genauso anvisiert, wie die experimentelle Überprüfung der Behandlung auf die Dauerfestigkeit des Gesamtbauteils. Im Zusammenhang dieser makroskopischen Charakterisierung sollen die eingestellten Makrospannungen anhand der Zerlegemethode erfasst werden.

6. Literatur:

Teile dieses Beitrages wurden am 05/06. Februar 2013 bei der 7. VDI-Tagung „Gießtechnik im Motorenbau“ in Magdeburg von Herrn Dr.-Ing. Peter Leibenguth vorgetragen und im Rahmen des zugehörigen Tagungsbandes VDI-Berichte 2189, S.153/170, (ISBN 978-3-18-092189-1) veröffentlicht.

- [1] Merkblatt 212 „Strahlen von Stahl“, Stahl-Informations-Zentrum, Düsseldorf 2010
- [2] Mollenhauer, K., Tschöke, H.: Handbuch Dieselmotoren. VDI-Buch. Springer-Verlag 2007
- [3] Stets, W., Hartmann, D.: Messung und Minimierung von Eigenspannungen in Gusstücken aus Gusseisen. Gießereiforschung 55 (2003) Nr. 2. S. 23-41
- [4] Petit-Renaud, F.: Optimization of the Shot Peening Parameters. Conf. Proc. ICSP-8 Garmisch-Partenkirchen 2002
- [5] Scholtes, B., Vöhringer, O.: Ursachen, Ermittlung und Bewertung von Randschichtveränderungen durch Kugelstrahlen. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 24 (1993) 12 S. 421-431
- [6] SAE Aerospace: Aerospace Material Specification SAE AMS 2432. Shot Peening Computer Monitored 1990
- [7] FERROSAD F24, niedrig gekohltes Stahl Strahlmittel, Technisches Datenblatt, Metalltechnik Schmidt GmbH & Co. KG, Filderstadt (Plattenhardt) 2010
- [8] Macherauch, E.: Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen. Härtereitechn. Mitteilungen 28 (1973), S. 201-211
- [9] Hauk, V.: The evaluation of the distribution of residual stresses of the 1. kind (RS I) and of the 2. kind (RS II) in textured materials. Textures and Microstructures 89 (1988) S. 693-716
- [10] Bayerische Forschungsstiftung. μ -FE und Sensitivitätsanalyse Einzelprojekt) (2011)
- [11] Klemenz, M.: Anwendung der Simulation der Randschichtausbildung beim Kugelstrahlen auf die Abschätzung der Schwingfestigkeit gekerbter Bauteile. Dissertation. KIT Karlsruhe 2009
- [12] Honsel, C.: Die Berechnung von Wärme- und Eigenspannungen infolge von Abkühlprozessen mit der Methode der tangentialen Steifigkeiten, Dissertation, Aachen (1992)
- [13] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. Springer Verlag 2007
- [14] Ashby, M.F.: The Deformation of Plastically Non-homogeneous Materials. Philosophical Magazine 21 (1970) 170 S. 399-423
- [15] Schwartz, A. J.: Electron Backscatter Diffraction in Materials Science. Springer-Verlag 2009
- [16] El-Dasher, B.S., Adams B.L., Rollett A.D.: Viewpoint: Experimental recovery of geometrically necessary dislocation density in polycrystals. Scripta Mater 48 (2003) S. 141-145
- [17] Nye, J.F.: Some geometrical relations in dislocated crystals. Acta Metall 1 (1953) S. 153-162
- [18] EDAX User Manual OIM DC Help für Software EDAX OIM 5.3

Kontaktadresse: Material Engineering Center Saarland (MECS) Prof. Dr.-Ing. Frank Mücklich | Campus der Universität des Saarlandes | Gebäude D3.3 | D-66123 Saarbrücken
Tel.: +49-(0)681-302-70500 | Fax: +49-(0)681-302-70502
E-Mail: muecke@matsci.uni-sb.de | www.mec-s.de

Die Keil-Theorie

Ein neuer Ansatz zur Erklärung der Bildung von Chunky-Graphit in Gusseisen mit Kugelgraphit*)**)

Wedge Theory – A new Approach to explain the Formation of Chunky-Graphite in Ductile Iron



Dipl.-Ing. Adrian Udroi,
Senior Consultant, SATEF-Hüttenes
Albertus Spa, Vicenza, Italien

Schlüsselwörter: Gusseisen mit Kugelgraphit, Chunky-Graphit, Keil-Theorie, Wedge-Theory, Graphitwachstum

Kurzfassung

Unter den Mikrodefekten von Gusseisen stellt die Bildung von Chunky-Graphit den gefährlichsten dar, da er zu einem Zusammenbruch der mechanischen Eigenschaften in den betroffenen Bereichen führt.

Dieser Artikel stellt einen neuen Ansatz vor, den Bildungsmechanismus dieser Graphit-Modifikation zu erklären. Dies geschieht über die primäre und sekundäre Keimbildung und das Wachstum der Graphitkugeln während der eutektischen Erstarrung und folglich im Festkörper.

Die Volumenzunahme des Graphits und die Kontraktion des Austenits führen zu Spannungen im Aufbau der erstarrenden Austenitschale. Der Austenit weist mikroskopische Fehlstellen, die auf nichtmetallische Einschlüsse, welche während der Erstarrungsphase entstanden sind, zurückgehen, als auch Fehler in der kristallinen Struktur wie Punkt-, Linien-, ebene und dreidimensionale Defekte (Anhäufungen von Koch-Cohen-Defekten) auf. Die Expansion des Graphits führt mit der gleichzeitigen Kontraktion des Austenits zu radialen Rissen in der Austenitschale. Die Ausbreitung dieser Anrisse erfolgt durch Defekte auf den bevorzugten Ebenen.

Wenn die eutektischen Körner in der Restschmelze, die reich an Kohlenstoff und nichtmetallischen Einschlüssen (Oxide und Sulfide) ist, zu kollidieren beginnen, werden während der sekundären Keimbildung so genannte „Killer“-Sphärolithen gebildet.

Deren Bildung ist jener der primären ident, jedoch ist deren Anzahl pro Volumeneinheit wesentlich höher. Gleichzeitig besitzen diese sehr kleine Abmessungen und folglich eine gute mechanische Festigkeit.

Außerdem sind sie von Austenit umgeben, welcher auf Grund seiner Kontraktion und der gleichzeitigen Expansion des Graphits zerbricht. Die Austenit-Fragmente, wobei hier primär die scharfkantigen eine Rolle spielen, werden auf Grund der Graphitexpansion (volumetrisch) von den die „Killer“-Sphärolithen umgebenden Austenit-Bruchstücken in radiale Richtung zu den primären Sphärolithen gedrückt und beschädigen diese („Keil“-Effekt). Die gebrochenen primären Sphärolithen stellen den Chunky-Graphit dar. Mit beendeter Erstarrung (Tsol) ist der Bildungsprozess des Chunky-Graphits noch nicht abgeschlossen. Die Sphärolithen vergrößern ihren Durchmesser kontinuierlich. Die Volumenzunahme resultiert in einer Druckerhöhung, die auch im erstarrten Material zu einer weiteren Beschädigung der größeren Sphärolithen führt, wodurch die Metallmatrix ein dynamisches Verhalten aufweist. Die durch das Graphitwachstum hervorgerufene mechanische Bewegung zersplittert die bereits in der breiigen Zone vorhandenen Graphitformationen noch mehr. Im Festkörper ist die Graphitexpansion stets von der Austenit-Kontraktion begleitet, welche wiederum die Spannungen während der Umwandlung erhöht. Folglich muss die Bildung des Chunky-Graphits in der breiigen Zone während der eutektischen Umwandlung beginnen und bis zur eutektoiden Umwandlung im festen Zustand andauern. Die Bildung von Chunky-Graphit resultiert aus einer mechanischen Bewegung der festen Metallmatrix und einer Zerstörung von großen, zerbrechlichen Sphärolithen.

Es ist bekannt, dass Cer die Bildung von Chunky-Graphit fördert. Die vorliegende Arbeit erwähnt ebenfalls die exzessive Graphitexpansion bei Vorhandensein von Cer in den Kernbereichen mit hoher C-Anreicherung bei dickwandigem Guss.

Theoretische Überlegungen

Theorien zur Entstehung von Chunky-Graphit basieren stets auf der Annahme, dass der Graphit in bevorzugten Ebenen wächst. Diese Form des Graphits scheint nicht das Ergebnis einer Degeneration der Kugelform zu sein, „welche grundsätzlich als natürliche Wachstumsform des Graphits in Eisen gilt“ [1], [2].

Die wichtigsten Theorien zur Entstehung von Chunky-Graphit sind folgende:

- Liu, Li, Wu und Loper (1983), erklären die Bildung von Chunky-Graphit durch bevorzugtes Graphitwachstum entlang der „C“-Achse.
- Zhou, Schmitz und Engler (1987), erklären die Entstehung von Chunky-Graphit durch die Anreicherung von Kohlenstoff-Atomen in der flüssigen Phase zwischen den Dendriten-Armen des primären Austenits. Folglich bilden sich übersättigte Kohlenstoff-Bereiche, aus denen sich Chunky-Graphit absondert.

*) Vorgetragen von Dipl.-Ing. Adrian Udroi auf dem WFO-Technical Forum anlässlich der GIFA am 1.7.2011 in Düsseldorf und am 70. Gießerei-Weltkongress am 25./27.4.2012 in Monterrey, Mexiko.

**) Ausgezeichnet mit dem 1.Preis des Best Paper Awards, gesponsert von Hüttenes-Albertus Chemische Werke GmbH, Hannover, am WFO-Technischen Forum 2011 in Düsseldorf.

- Gagné und Argos (1989), Kristallwachstum auf der Basal-Ebene als Schraubenversetzung.
- H. Itofuji und Uchikawa (1990), mit der „Standort-Theorie“ (site theory), vermuten das Graphitwachstum innerhalb von Magnesium-Dampfblasen im flüssigen Eisen.
- Rikard Källborn, K. Hamberg, M. Wessén und L.-E. Björkegren (2005) sind der Meinung, dass Chunky-Graphit schon früh während der eutektischen Erstarrung noch vor der Ausscheidung der Sphäroliten gebildet wird.

Es ist schwer, sich ein Experiment vorzustellen, das in nur einem Schritt den Wahrheitsgehalt der „Keil“-Theorie beweist. Allerdings gibt es indirekte Experimente, welche zeigen, dass diese Theorie vorstellbar ist.

Die theoretischen Konzepte stammen von physikalischen und metallurgischen Phänomenen und von aktuellen glaubwürdigen mathematischen Modellen.

- Diffusion und Mikroseigerung
- Makroseigerung
- Graphitkeimbildung
- Expansion (Wachstum) des Graphits

Mikroseigerung

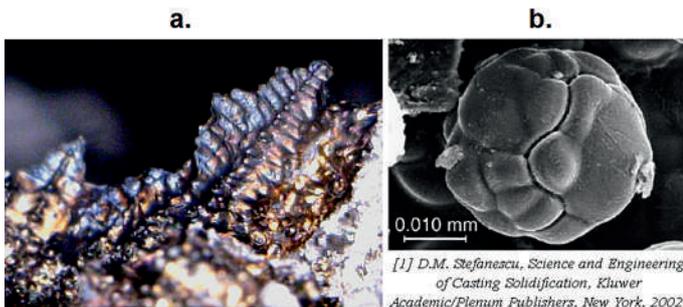


Abb. 1: Eutektische Austenit-Zelle (Voreutektikum a. und eutektischer Dendrit b.)

Im mikroskopischen Bereich (des Korn) findet auf Grund der Ungleichförmigkeit der chemischen Zusammensetzung Mikroseigerung geringer Reichweite statt. Nach ihrer Form zu urteilen, kann die Seigerung in eine zelluläre, eine dendritische und eine intergranuläre unterteilt werden. Die Mikroseigerung bei der Erstarrung ist das Ergebnis einer Neuverteilung gelöster Stoffe, die vom Diffusionsprozess in Mikrobereichen abhängt [4].

Für eutektisches Gusseisen – um welches es sich bei Gusseisen mit Kugelgraphit in der Regel handelt – beginnt die Erstarrung mit der Keimbildung von Austenit-Dendriten (Abb. 1a). Dies, obwohl die Gusseisen-Zusammensetzung eutektisch ist und weil die Erstarrung asymmetrisch im Ungleichgewicht stattfindet [1].

Beim anisotropen eutektischen Wachstum [1] sind die Dendritenarme sehr kurz, sodass die Form am Ende als kugelförmig angesehen werden kann (Abb. 1b).

Im Vergleich zu den primären Austenit-Dendriten bei der Erstarrung von untereutektischem Gusseisen weist der eutektische Austenit kleine Höcker anstelle von Sekundärarmen auf, ein Phänomen, das in der letzten Erstarrungsphase auftritt. Das Wachstum „gleichachsiger“ Dendriten mit den eingeschlossenen Kugeln ergibt das eutektische Korn.

Die ersten eingeschlossenen Kugeln haben mehr Zeit zum Wachsen, sodass sie größere Endmaße erreichen und

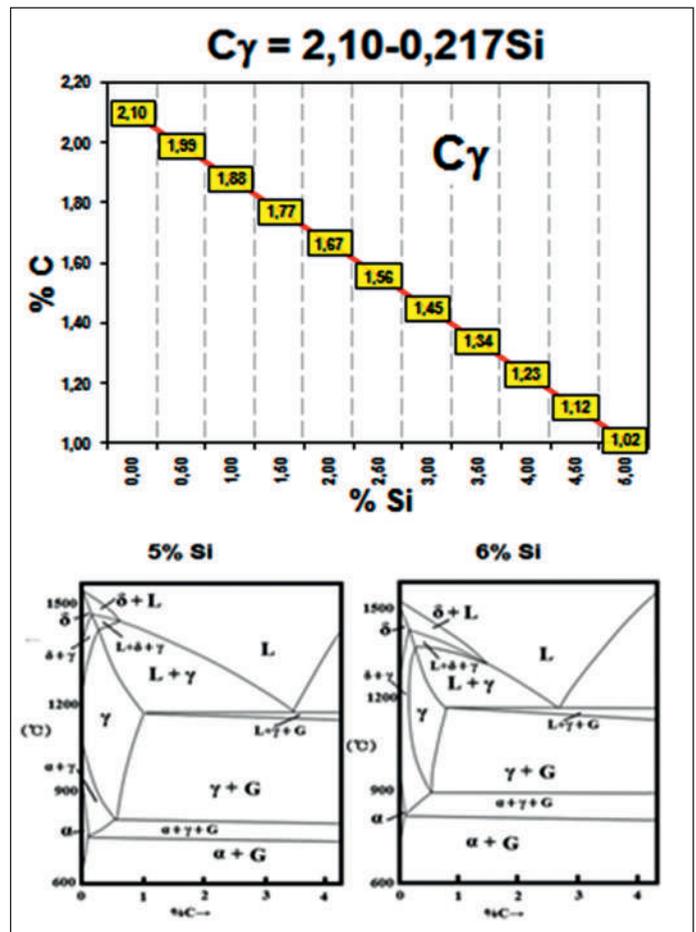


Abb. 2: Löslichkeit von Kohlenstoff in Austenit, abhängig vom Silicium-Gehalt.

sich in der Mitte des eutektischen Korn befinden [1]. Während des Dendriten-Wachstums wird Kohlenstoff kontinuierlich in die flüssige Phase abgesondert. Der Wachstumsprozess der Dendriten und des Kugelgraphits ist voneinander unabhängig und findet ohne Wechselwirkung statt. Die Ausscheidung des Kohlenstoffs in die flüssige Phase ergibt sich aus der Löslichkeitsgrenze im Austenit, die ihrerseits durch Silicium herabgesetzt wird, wie aus Abb. 2 ersichtlich ist.

Die Differenz aus dem Kohlenstoffgehalt der Basiszusammensetzung und jenem im Austenit wird in die flüssige Phase abgeschieden, sodass sich die Liquidus-Solidus-Grenzzone an Kohlenstoff anreichert.

Verschiedene Modelle zur Mikroseigerung wurden entwickelt, wobei die wichtigsten in [1] (Seite 184), genannt werden: Hebelgesetz, Scheil (1942), Brody-Flemings (1966), Clyne-Kurz (1981), Ohnaka (1986), Kobayashi (1988), Nastac-Stefanescu (1993).

Offensichtlich stellen die aktuellsten Modelle auch die präzisesten dar, jedoch wird beim folgenden Beispiel das „Hebelgesetz“ angewendet (die Neuverteilung der gelösten Konzentration und nicht die exakte Konzentration ist von Bedeutung), um die Mikroseigerung von Kohlenstoff und Silicium in Gusseisen mit 3,4 % C und 2,4 % Si zu berechnen. Die Formel des mathematischen Modells lautet wie folgt:

$$C_S = kC_0 / [(1 - f_s) + k f_s]$$



Frohe Weihnacht und ein



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

voestalpine

EINEN SCHRITT VORAUSS.

VA Giesserei Linz GmbH
voestalpine-Straße 3
A-4020 Linz
Tel.: +43 50304 15 2120
Fax: +43 50304 55 2277

VA Giesserei Traisen GmbH
Mariazeller Straße 75
A-3160 Traisen
Tel.: +43 50304 13 251
Fax: +43 50304 53 350



Das TRM-Team bedankt sich für die gute Zusammenarbeit und wünscht Ihnen und Ihren Familien frohe Weihnachten und ein gutes, erfolgreiches neues Jahr!

Innsbrucker Strasse 51 | 6060 Hall in Tirol | T +43 5223 503-0 | F +43 5223 43619 | www.trm.at

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

GMBH

A-2700 Wr. Neustadt
Neunkirchner Straße 88
Tel. +43 (0)2622 64200-0
Fax +43 (0)2622 24398
e-mail: sales@furtenbach.com
www.furtenbach.com



BÖHLER Edelstahl wünscht allen Kunden und Geschäftsfreunden frohe Weihnachten und ein gesegnetes Neues Jahr!



www.boehler-edelstahl.com

EDELSTAHL FÜR DIE BESTEN DER WELT



Danke & Frohes Fest

SAG

Progress in Aluminium
Salzburger Aluminium Gruppe
A-5651 Lend Nr. 25
Tel.: +43 6416 6500 0
aluminium@sag.at
www.sag.at

Gesegnete Weihnachten und ein Glück-Auf im neuen Jahr!

ASKCHEMICALS

We advance your casting



ASK Chemicals Austria GmbH | A-1210 Wien
Ignaz-Köck-Straße 10/Top1.4 | info.austria@ask-chemicals.com

FEUERFESTE MASSEN
CHEM.PRODUKTE
GIESSFILTER
SCHAMOTTE
EXO-ISO-SPEISER



ROHEISEN
QUARZSÄNDE
STRAHLSÄNDE
LEGIERUNGEN
CHROMERZE

A-3134 REICHERSDORF
Industriestraße 12

office@giba.at
www.giba.at

Tel. +43 (0)2783/7777
Fax: +43 (0)2783/7777-19

Wir wünschen
frohe Festtage und ein
glückliches neues Jahr!



+HAGI+

consulting+engineering+sales

Wir wünschen ein frohes Weihnachtsfest
und viel Erfolg für 2014!

DI Johann Hagenauer
Ingenieurbüro
für Giesserei und Industriebedarf

Hauptstraße 14 A-3143 Pyhra
Tel.: +43 2745 24 172 - 0 Fax: +43 2745 24 172 - 30
Mobil: +43 664 22 47 128 johann.hagenauer@hagi.at
www.hagi.at www.giesserei.at

erfolgreiches Neues Jahr!



DAS FOSECO TEAM WÜNSCHT
IHNEN EIN *Frohes Fest*
UND EIN ERFOLGREICHES
JAHR 2014. *Glück auf!*



 **OTTO JUNKER**



...wünscht allen erholsame Feiertage und ein erfolgreiches 2014!

OTTO JUNKER GmbH • Jägerhausstraße 22 • D-52152 Simmerath-Lammersdorf
Tel.: +49 2473 601-0 Fax: +49 2473 601-600
E-Mail: info@otto-junker.de www.otto-junker.de

**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.*

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



Frohe Weihnachten und
ein Gutes Neues Jahr.



 **HEINRICH WAGNER SINTO**
Maschinenfabrik GmbH SINTOKOGIO GROUP
Bahnhofstraße 101 · D-57334 Bad Laasphe
Telefon +49 (0) 2752 907-0 · Telefax +49 (0) 2752 907-439
info@wagner-sinto.de · www.wagner-sinto.de



Frohe Weihnachten
und
ein glückliches Neues Jahr 2014!



GEMCO®
CAST METAL TECHNOLOGY

www.gemco.nl

**PETROFER**
industrial oils and chemicals

Herzlichen Dank für
die angenehme Zusammen-
arbeit im vergangenen Jahr.
Wir wünschen Ihnen
frohe Weihnachten und
viel Glück und Erfolg
im neuen Jahr!



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



HA

*Fröhliche Weihnachten
und alles Gute für das neue Jahr!*

HUETTENES-ALBERTUS.COM

Frohe Festtage und ein erfolgreiches
Neues Jahr!



S&B Industrial Minerals GmbH
www.de.sandb.com

wobei:

C_0 = Konzentration von C in der flüssigen Phase,
 C_S = Konzentration von C in der Schicht bezogen auf den festen Anteil f_S
 k = % gelöste Menge im Zentrum des Dendriten (oder der eutektischen Zelle) / % gelöste Menge in der Phasengrenze des Dendriten (oder der eutektischen Zelle) [4]
 k = Neuverteilungskoeffizient von C (Wert 0,49 [1], [Seite 445])

In **Abb. 3** ist die Mikroseigerung von C und Si ($k = 1,6$, **Tabelle 1**) in einer Austenit-Zelle dargestellt. $C_0 = 3,4 \%$, $Si_0 = 2,4 \%$. Wenn die C-Seigerung hoch ist, ist die Si-Seigerung niedrig und umgekehrt, sodass das Zentrum der austenitischen Zelle reicher an Si ist als die peripheren Bereiche.

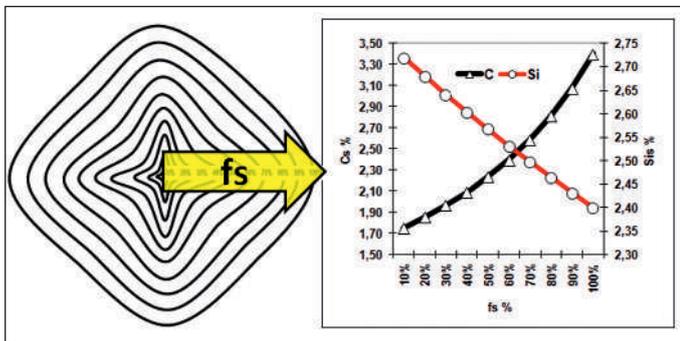


Abb. 3: Mikroseigerung von C und Si in einer Austenit-Zelle bei Gusseisen ($C_0 = 3,4 \%$, $Si_0 = 2,4 \%$)

Die Schlussfolgerungen können auch für andere Elemente wie O, S, N, Al, Si, Mn, etc. mit unterschiedlichem k (**Tabelle 1**) angewendet werden. Abhängig vom Wert k können die diversen Elemente verschiedene Auswirkungen haben und so zu direkter oder negativer Seigerung führen [4].

- $k = 1$ keine Seigerung
- $k < 1$ positive Seigerung. Die gelöste Stoffmenge in der Grenzfläche des Dendriten (oder der eutektischen Zelle) ist höher als im Zentrum des Dendriten (oder der eutektischen Zelle)
- $k > 1$ negative Seigerung. Die gelöste Stoffmenge in der Grenzfläche des Dendriten (oder der eutektischen Zelle) ist niedriger als im Zentrum des Dendriten (oder der eutektischen Zelle)

| Element | Primary austenite | Eutectic cell |
|---------|-------------------|---------------|
| Al | 1.10 | 2.50 |
| Si | 1.15 | 1.60 |
| Cu | 1.10 | 1.80 |
| Ni | 1.15 | 1.50 |
| Co | 1.14 | 1.40 |
| Mn | 0.75 | 0.63 |
| Cr | 0.85 | 0.84 |
| W | 0.95 | 0.21 |
| Mo | 0.87 | 0.24 |
| V | 0.97 | - |
| P | 0.69 | 0.53 |

Tabelle 1: Seigerungskoeffizienten k verschiedener Elemente in Gusseisen, nach [4]

| f_S | Carbon (C.s) | | Silicon (Si.s) | | Max. C_γ | (C.s- C_γ) C rejected in liquid |
|-------|--------------|--------|----------------|--------|----------------------------|--|
| | C.o=3,5% | k=0,49 | Si.o=2,4% | k=1,15 | $C_\gamma = 2,1 - 0,217Si$ | |
| 10% | 1,81 | | 2,72 | | 1,51 | 0,30 |
| 20% | 1,91 | | 2,68 | | 1,52 | 0,39 |
| 30% | 2,02 | | 2,64 | | 1,53 | 0,50 |
| 40% | 2,15 | | 2,60 | | 1,53 | 0,62 |
| 50% | 2,30 | | 2,57 | | 1,54 | 0,76 |
| 60% | 2,47 | | 2,53 | | 1,55 | 0,92 |
| 70% | 2,67 | | 2,50 | | 1,56 | 1,11 |
| 80% | 2,90 | | 2,46 | | 1,57 | 1,33 |
| 90% | 3,17 | | 2,43 | | 1,57 | 1,60 |
| 100% | 3,50 | | 2,40 | | 1,58 | 1,92 |

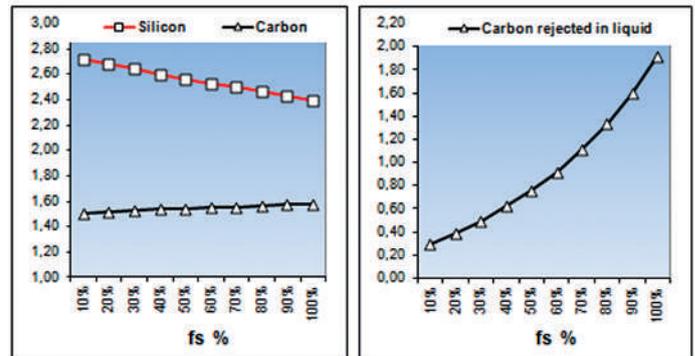


Abb. 4: Kohlstoffgehalt im Austenit und in der flüssigen Phase

- Elemente mit positivem Seigerungsverhalten: C, Mn, Cr, V, Mo, W, P, S
- Elemente mit negativem Seigerungsverhalten: Si, Al, Cu, Ni, Co

Bezogen auf das Beispiel in **Abb. 3** und unter Berücksichtigung der maximalen Kohlenstoff-Löslichkeit im Austenit (max. C_γ) in Anwesenheit von Si (**Abb. 2**) erhält man die in **Abb. 4** dargestellten Ergebnisse.

Der maximale Kohlenstoffgehalt für $f_S = 100 \%$ beträgt 1,58 %, der Rest wird in die flüssige Phase abgegeben.

Die Mikroseigerung spielt für die vorliegenden Untersuchungen eine sehr wichtige Rolle, weil sie die Defekte an der Korngrenzfläche und in guter Näherung die Zerstörung der Austenit-Schale während der Graphitexpansion zu erklären hilft.

Makroseigerung

Auch Seigerung mit großer Reichweite genannt, ist die Makroseigerung eine ungleichförmige Verteilung der chemischen Zusammensetzung im makroskopischen Bereich (des gesamten Gussstückes): diese wird durch die vertikale Strömung der (flüssigen) Schmelze, welche die in die flüssige Phase durch Mikroseigerung ausgeschiedenen gelösten Stoffe neu verteilt, hervorgerufen [4].

Diese Strömung der flüssigen Phase ergibt sich aus Dichteunterschieden zwischen dem flüssigen Anteil und den in die flüssige Phase abgesonderten erstarrenden Teilchen, aber auch durch Temperaturunterschiede und damit Dichtedifferenzen zwischen verschiedenen flüssigen Bereichen.

Der dynamische Fluss garantiert auf diese Weise eine homogene chemische Zusammensetzung in der Restflüssigkeit durch eine Neuverteilung C_L-C_0 nach **Abb. 5**. Konzentrationserhöhungen an seigernden Elementen ergeben sich besonders bei großen Wandstärken in den thermischen Zentren.

Die Strömung der Flüssigphase bedingt auch Ausscheidungen von nichtmetallischen Partikeln wie Oxiden und Sulfiden.

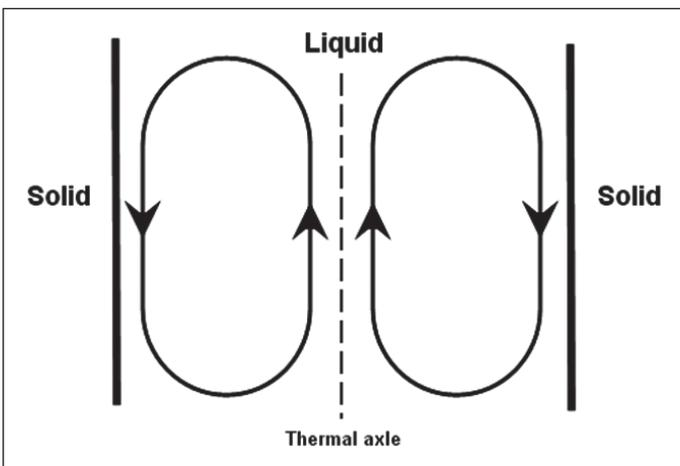
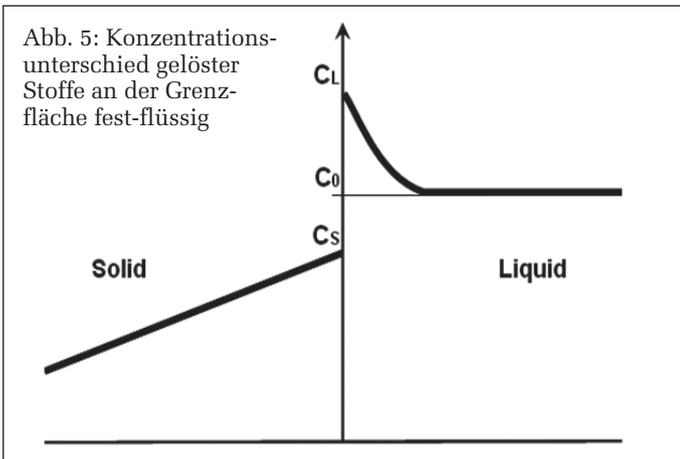


Abb. 6: Strömungsverhältnisse während der Erstarrung

Im Fall der Graphitkeimbildung bei Gusseisen mit Kugelgraphit konnte nachgewiesen werden, dass diese Partikel die heterogene Keimbildung unterstützen [6]. Außerdem sind die Bereiche später Erstarrung und die thermischen Zentren reich an Keimen für die Graphitkeimbildung.

Im Fall des Gusseisens mit Kugelgraphit, besonders bei dickwandigen Teilen, sind die chemische Zusammensetzung und die Menge an nichtmetallischen Einschlüssen zwischen den peripheren Bereichen und den thermischen Zentren unterschiedlich. Im Fall des Kohlenstoffes wird eine höhere Konzentration im Zentrum erwartet. Die Ausscheidung von Einschlüssen (MgO, MgO₂, MgS, CeO, CeS, Ce₃S₄, Ce₂O₂S, CaO, CaS) fördert die Graphitkeimbildung in Verbindung mit den hohen Kohlenstoffgehalten und damit gesteigerter Graphitausscheidung. Daraus resultiert eine größere volumetrische Expansion, die wiederum zu einer höheren plastischen Verformung der Austenit-Schale während der Erstarrung bis hin zur kompletten eutektoiden Umwandlung führt.

Graphitkeimbildung

Die Graphitkeimbildung wird seit vielen Jahren untersucht und es wurden verschiedene Theorien vorgeschlagen [6]:

- Die Gasblasen-Theorie (Karsay 1976).
- Die Graphit-Theorie (Eash, 1941; Boyles, 1947; Kayama, 1979; Feest, 1983).
- Die Siliciumcarbid-Theorie (Wang, 1981; Fredriksson, 1984).

- Die Theorie der Salzartigen Karbide (Lux, 1964).
- Die Sulfid/Oxid-Theorie (Gadd, 1984; Jacobs, 1974; Muzumdar, 1972; Muzumdar, 1973; Naro, 1970; Sun, 1983; Lalic und Hitchings, 1976; Deuchler, 1962; Rosenstiel, 1964; Zeedijk, 1965; Jacobs, 1974).
- Die Silikat-Theorie (Skaland, 1993).

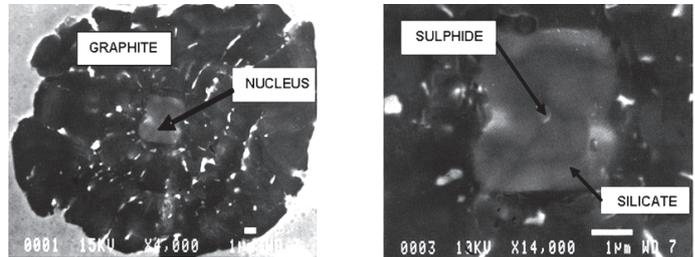


Abb. 7: Keimbildung von Kugelgraphit nach der Silikat-Theorie [6]

Mit Hilfe der weitverbreitetsten dieser Theorien, seiner Silikat-Theorie, detektierte T. Skaland 1993 [6] Sulfide in den Graphitkernen (Abb. 7) von ungefähr 0,3 µm Durchmesser (im Vergleich zur Größe eines Sulfids mit 1 µm in Abb. 7, rechts).

Werden die Gleichungen der freien Gibbs-Energie (Abb. 8) für chemische Verbindungen als Funktion der Temperatur [8] gereiht, lassen sich die Elemente mit einer hohen Affinität zu Schwefel finden.

() = Gas <> = Solid [] = Liquid

| Reaction (Standard) | Free Gibbs Energy | Temperature range (°C) |
|---------------------|---|------------------------|
| 2[Ca]+(S2)=2(CaS) | $\Delta G^\circ(T) = -1102735,04 + (208,69792T)$ | 851 1487 |
| 2(Ca)+(S2)=2(CaS) | $\Delta G^\circ(T) = -1408794,64 + (382,58496T)$ | 1487 1727 |
| 2(Mg)+(S2)=2<MgS> | $\Delta G^\circ(T) = -1124240,8 + (407,94T)$ | 1107 1727 |
| 2<Ce>+(S2)=2<CeS> | $\Delta G^\circ(T) = -1117128 + (167,36T)$ | 25 1927 |
| 2[Mn]+(S2)=2<MnS> | $\Delta G^\circ(T) = -577475,68 + (157,82048T)$ | 1244 1530 |
| 2[Mn]+(S2)=2[MnS] | $\Delta G^\circ(T) = -525259,36 + (128,8672T)$ | 1530 1727 |
| <Re>+(S2)=<ReS2> | $\Delta G^\circ(T) = -268612,8 + (-38,4928T \log T) + (287,0224T)$ | 25 1227 |

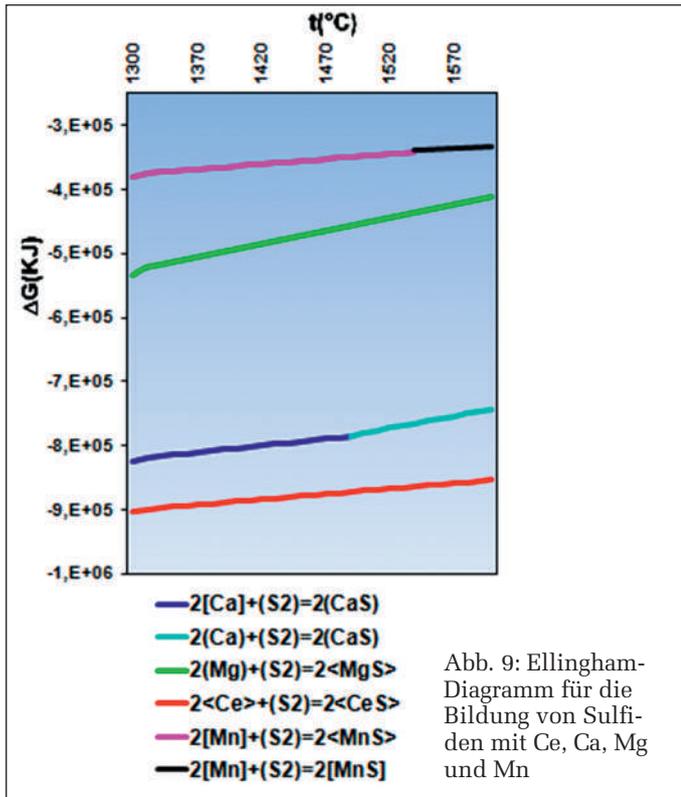
Abb. 8: Gleichungen der freien Gibbs-Energie für Schwefelverbindungen

Auf diese Weise erhält man das Ellingham-Diagramm, wo die freien Energien der Sulfid-Bildung gegen die Temperatur für die 4 Elemente Mn, Mg, Ca und Ce (Abb. 9) aufgetragen sind. Berücksichtigt man, daß die nötige Gibbs-Energie für die Bildung von CeS niedriger ist als für die anderen Sulfide, so ergibt sich als Schlussfolgerung, dass sich in einem System mit S, Ce, Ca, Mg und Mn Cersulfid auf Grund der hohen Affinität des Ce zu S als erstes bildet. Die Affinität von Ce zu S ist nicht nur größer als jene von Mg, Mn und Ca, wie aus Abb. 9 ersichtlich ist, sondern auch größer als für alle anderen heute bekannten Elemente, die in der Metallurgie zum Einsatz kommen.

In aktuellen Untersuchungen zur Entschwefelung von Stahl mit Ce [7] konnten für die Cer-Schwefel-Verbindungen CeS, Ce₃S₄ und Ce₂O₂S Durchmesser zwischen 0,63–1,70 µm festgestellt werden. Diese Sulfide können sich auch in Gusseisen bilden, wo sie die Bildung von Silikat-Schichten, an denen sich Graphit ausscheiden kann, begünstigen. Abb. 10 zeigt die Testergebnisse an Würfelgießversuchen mit 80x80 mm, wobei Ce und S zugesetzt

| | MgS | CaS | CeS | Ce2S3 | SrS | BaS | LaS |
|--------------------|-------|------|------|-------|-------|------|------|
| Melting point (°C) | >2000 | 2400 | 2445 | 2450 | >2000 | 2230 | 2300 |
| Density (Kg/m3) | 2680 | 2600 | 5900 | 5000 | 3700 | 4250 | 5610 |

Tabelle 2: Schmelztemperatur und Dichte verschiedener Sulfide



wurden, um eine größere Anzahl an Kugeln zu erreichen. Auf diese Weise konnte eine deutliche Zunahme der Graphitkeimbildung erzielt werden, wobei auch das Größenwachstum der Primär-Sphäroliten zunimmt.

Cersulfid hat noch andere sehr interessante Eigenschaften beim Graphitausausscheidungs-Prozess (Tabelle 2).

Neben einer Schmelztemperatur von über 2000 °C (feste Phase in der Eisenschmelze) haben Cersulfide eine ähnliche Dichte wie die Schmelze (6900 kg/m³) und bleiben im Metallbad in gleichmäßiger Verteilung suspendiert. Dagegen schwimmen die mit Schwefel gebildeten Verbindungen (mit Mg, Ca, Sr, Ba) auf Grund des Dichteunterschiedes auf. Nach dem Stoke'schen Gesetz ist für das Aufsteigen dieser Verbindungen in die höheren Schichten der Schmelze eine gewisse Zeit notwendig, wobei die kugelgraphitbildende Mg-Behandlung durch ihre Mg-Dämpfe und die Konvektionsströmung beim Abguss die Abscheidungsreaktion begünstigt.

Hinsichtlich des Einsatzes Seltener Erden bezieht sich T. Skaland auf „Mischmetall“ (MM mit 50 % Ce, 25 % La, Rest Praseodym, Neodym, etc.) im Artikel „Keimbildung bei Gusseisen mit Kugelgraphit“ (AFS Cast Iron Inoculation Conference, September, 29–30, 2005, Schaumburg, Illinois/USA) und kommt zum Schluss, dass diese Faktoren bei der Keimbildung während der Erstarrung des Gusseisens eine wichtige Rolle spielen. Dies führt zu dem Gedanken, dass die Silikat-Theorie in Anwesenheit von MgS und CaS nur für ein Gusseisen gilt, das mit FeSiMg ohne Einsatz von Seltenen Erden oder mit nur sehr geringen Mengen davon hergestellt worden ist.

Die wichtigste Voraussetzung für die Graphitkeimbildung ist die Bildung von Sulfiden zur Unterstützung des Graphitwachstums, wobei hier besonders Cer-Sulfide hervorgehoben werden müssen, da Ce bekannterweise in dickwandigen Formgussteilen Chunky-Graphit begünstigt. Dieses Phänomen ist offensichtlich und wurde häufig berichtet, jedoch leider ohne theoretische Erklärungen.

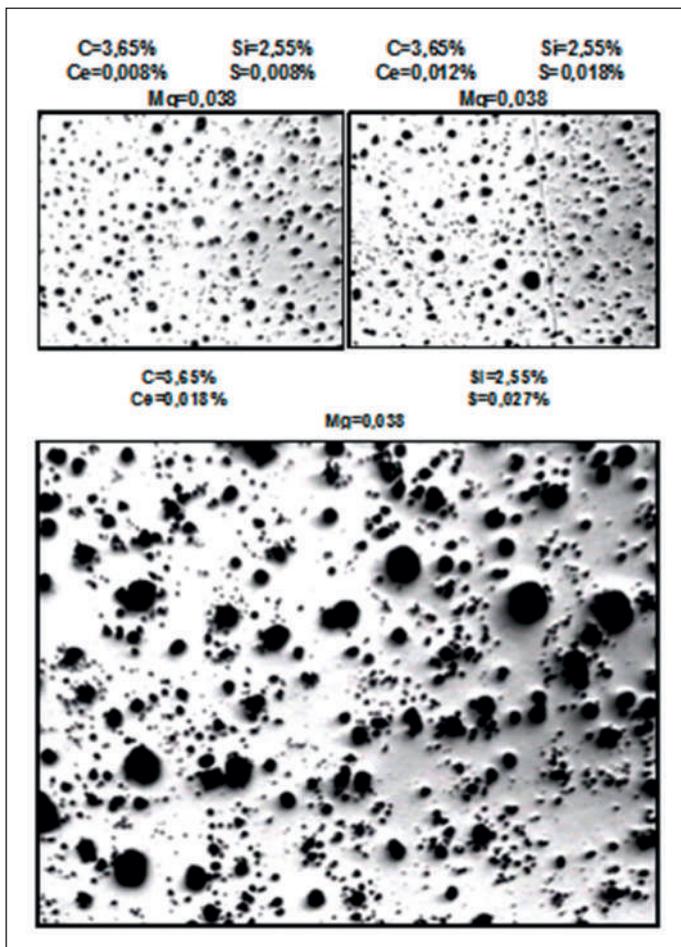


Abb. 10: Zunahme der Kugelgraphit-Anzahl durch Zugabe von Ce und S

Sekundäre Graphitkeimbildung

Während der eutektischen Erstarrung erfolgt die Keimbildung des Graphits in zwei Schritten [14], [15], [16]:

- Zufolge der Unterkühlung vor Erreichung von T_{Elow}: **Primäre Keimbildung**, wo die Graphitkugeln Zeit für ihr Wachstum haben:
 - zwischen T_{Elow}-T_{Sol} für eutektisches Gusseisen,
 - zwischen T_{Estart}-T_{Sol} für untereutektisches und
 - zwischen T_{Liq}-T_{Sol} für übereutektisches Gusseisen (Abb. 11, „a“-Kugeln).
 Die Endmaße dieser Primärkugeln erreichen große Durchmesser (Abb. 12).
- In der Endphase der Erstarrung findet in der Restschmelze zwischen den austenitischen Zellen, wo sowohl eine hohe Konzentration an keimbildungsfördernden Sulfiden als auch an Kohlenstoff vorliegt, die **sekundäre Keimbildung** statt. Hier haben die Graphitkugeln nur kurze Zeit für ihr Wachstum zwischen T_{Ehigh} und T_{Sol} (Abb. 11, „b“-Graphitkugeln) und bleiben dadurch auch entsprechend kleiner (Abb. 12).

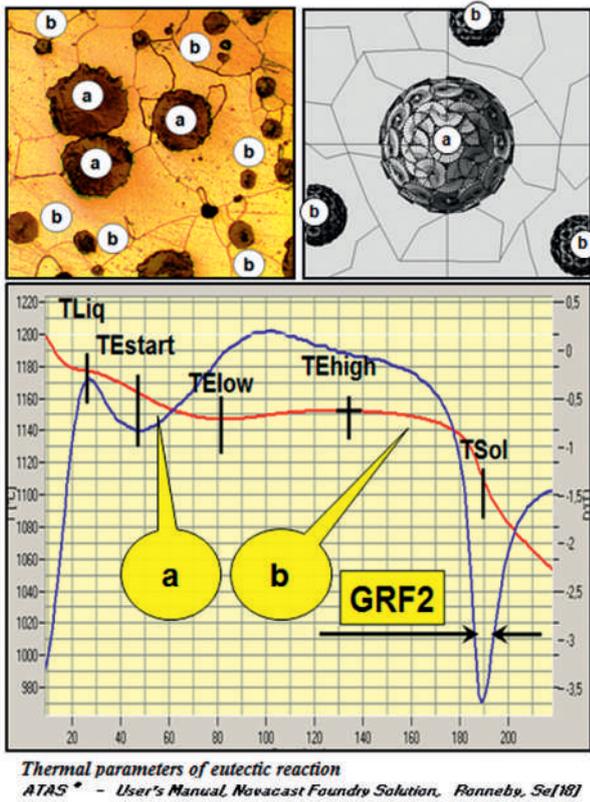


Abb. 11: Primäre (a) und sekundäre Kugeln (b). Keimbildung und Wachstumsbereich während der eutektischen Erstarrung auf der Abkühlkurve

Zwischen T_{Elow} und T_{Ehigh} erfolgt keine Keimbildung, das Wachstum der primären Kugeln zusammen mit den austenitischen Zellen hingegen setzt sich (ohne Kontakt zwischen den Körnern) fort.

Die beiden Arten der Graphitkeimbildung basieren auf demselben Phänomen: auf der Ausscheidung des Kohlenstoffs in die Restschmelze auf Grund seiner abnehmenden Löslichkeit im Austenit (Mikroseigerung) und auf der Abscheidung der Sulfide der Elemente Ce, Mg und Ca.

Es ist allseits bekannt, dass der Durchmesser der betrachteten Graphitkugeln im optischen Mikroskop von der Schnittebene der Probe (Abb. 13) abhängt. Die Ausrichtung

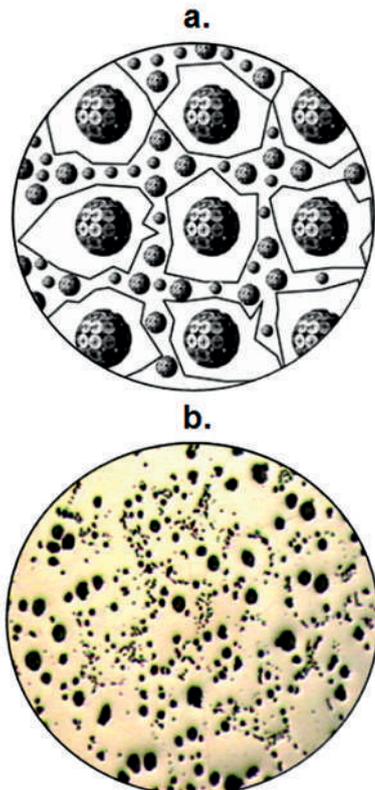


Abb. 12: (a.) Schematische Darstellung von primärer und sekundärer Keimbildung. (b.) Mikrogefüge mit beiden Kugeltypen. Anordnung der Sekundär-Kugeln an den Korngrenzen (in der Restschmelze beim letzten Schritt der Erstarrung)

der Kugeln an der Austenit-Korngrenzfläche hingegen (Abb. 12 b) zeigt, dass zwei Arten von Graphitkeimbildung und Graphitwachstum zu unterschiedlichen Zeiten mit unterschiedlichen Wachstumsraten vorliegen.

Die Anwesenheit einer großen Anzahl an kleinen Kugeln im letzten Schritt der Erstarrung lässt sich durch eine Abscheidung der Sulfide (Mg, Ca, Ce) in die Restschmelze an der Erstarrungsfront erklären. Auch die direkte Ausscheidung von seigernden Elementen (z.B. Ce mit großem Atomradius oder S mit $k = 0,012$ [4]) stellen einen Einflussfaktor dar.

Sobald diese Elemente in die Restschmelze ausgeschieden sind, entstehen Verbindungen, welche die sekundäre Kugelgraphitbildung unterstützen und vorantreiben.

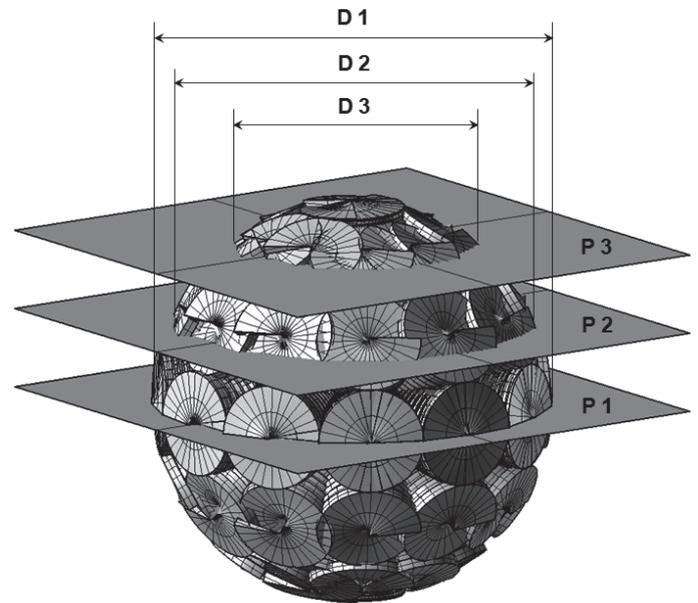


Abb. 13: Graphitkugeldurchmesser abhängig von der Schnittebene während der Probenvorbereitung

Die Ausscheidung verbindungsgebender Elemente, die neue Keime bilden können, wird von der Segregation von stark perlitbildenden Elementen wie Bi, Sb, Sn, Mo, Ti, Cr etc. begleitet. Dies erklärt, warum es in den Bereichen mit den kleinen Graphitkugeln zu einer ausgeprägten Perlitbildung kommt (Abb. 14).

Die Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung sind aus Abb. 14 b klar ersichtlich. Die Anreicherung von Kohlenstoff, die positive Seigerung karbid- und perlitbildender Elemente und die negative

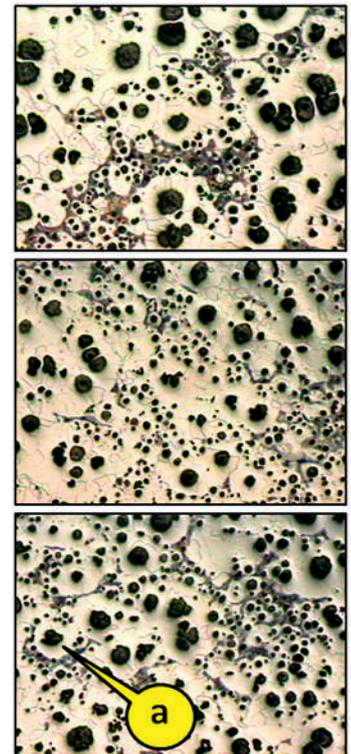
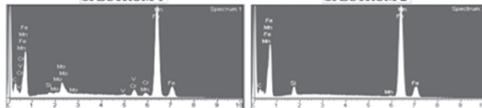
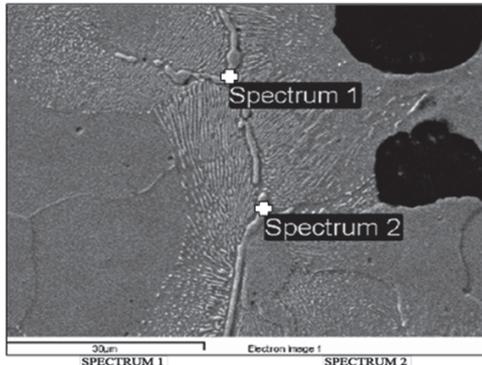


Abb. 14 a.: Primäre und sekundäre Keimbildung des Graphits – Seigerung karbid- u. perlitstabilisierender Elemente

Chemische Zusammensetzung des Basiseisens

| | | | | | | | | | |
|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| C | Si | Mn | P | S | Mg | Cu | Cr | Mo | Ni |
| 3,57 | 2,51 | 0,17 | 0,0390 | 0,0100 | 0,0410 | 0,0910 | 0,0250 | 0,0010 | 0,0140 |
| Ti | V | Pb | Sn | B | Al | Ce | Sb | Ca | Fe |
| 0,0200 | 0,0040 | 0,0013 | 0,0040 | 0,0010 | 0,0120 | 0,0100 | 0,0000 | 0,0060 | 93,47 |



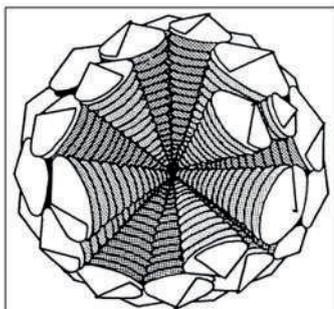
| Element | Weight% | Element | Weight% |
|---------|---------|---------|---------|
| C K | 15.42 | C K | 22.17 |
| Si K | 0.45 | Mg K | 0.52 |
| V K | 0.52 | Si K | 0.57 |
| Cr K | 2.94 | Cr K | 0.89 |
| Mn K | 1.98 | Mn K | 1.44 |
| Fe K | 72.00 | Fe K | 74.40 |
| Mo L | 6.70 | | |
| Totals | 100.00 | Totals | 100.00 |

Abb. 14 b.: Primäre und sekundäre Keimbildung des Graphits – Korngrenzenanalysen mit EDS

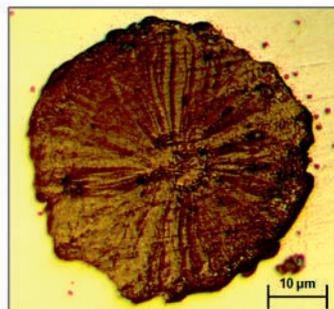
Seigerung von Silicium, das nun Gehalte zwischen 0,45 und 0,57 % im Vergleich zu 2,51 % in der Basis-Zusammensetzung aufweist, kommt deutlich zum Ausdruck.

Wachstum (Expansion) des Graphits

Die erste schematische Darstellung eines Graphit-Sphäroliten geht auf D. Double und A. Hellawell (1974) zurück (Abb. 15 a) [10]. Das kegelförmige Spiralwachstum scheint, wie Abb. 15 vermittelt, auf mikroskopischer Ebene korrekt zu sein. Andererseits stellt sich die Frage, ob der Sphärolit, wie von Karsay und Itofuji angenommen, von außen nach innen wächst oder wie T. Skaland u. a. vermuten, von innen nach außen? Diese Frage ist noch immer aktuell.



Schematic diagram illustrating cone-helix growth model for graphite nodules in cast irons [after D.D. Double and A Hellawell, Acta Metall., 22(1974)481].



Graphite nodule. It's shown the growth directions of cone-helix converging towards or from the center of the nodule. Diameter approx. 50 µm.

Abb. 15: Natürliche Kegel-Spiralstruktur des Graphitwachstums

John A. Jasczaka und seine Mitarbeiter zeigten in ihrer Arbeit „Natürlich auftretende Graphitkegel“ [19], dass die Theorie des kegelförmigen Spiralwachstums (Abb. 16) auch für das Wachstum nach innen Richtung Spitze des Kegels zutrifft und die „Blasen-Theorie“ von S. Karsy [21] und die weitere Entwicklung der „Standort“-Theorie von H. Itofuji [19] [20] zu bestätigen scheint.

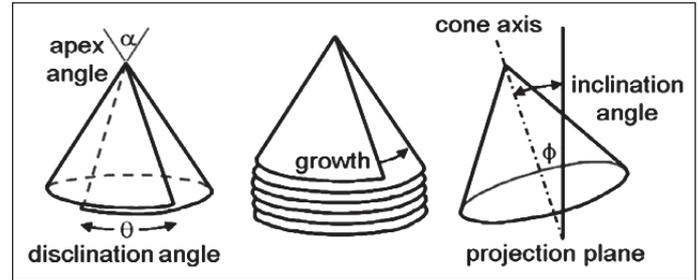


Abb. 16: Wachstum des Graphits nach dem kegelförmigen Spiralmodell, nach John A. Jasczaka, Carbon 41 (2003) [19]

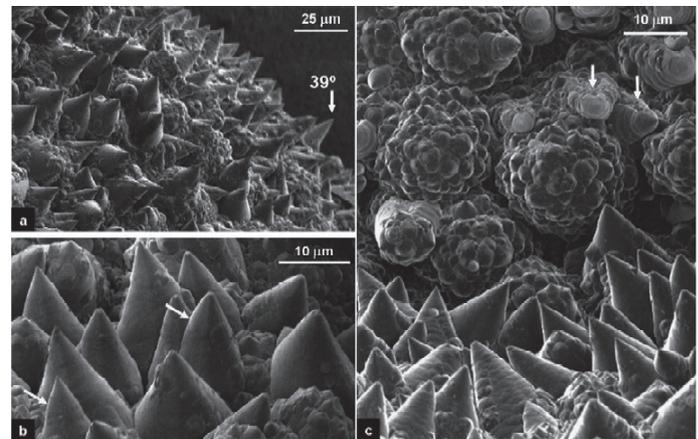


Abb. 17: Wachstum des Graphits nach dem kegelförmigen Spiralmodell, John A. Jasczaka, Carbon 41 (2003) [19]

Eine äußerst interessante Ähnlichkeit wurde zwischen dem Graphitwachstum nach dem kegelförmigen Spiralmodell und dem in der Natur vorkommenden Karfiol (Blumenkohl) entdeckt. Obwohl dieser Vergleich erzwungen klingt, wurde diese Ähnlichkeit tatsächlich durch Vergleiche mit dem Naturmodell nachgewiesen (Abb. 18). Vielleicht werden wir in Zukunft noch weitere Elemente finden, die diesen Wachstumsmechanismus aufweisen und unsere Forschungsarbeit erleichtern. Untersuchungen an Materialien wie Karfiol wären wesentlich leichter durchzuführen, könnte doch das Wachstum bei Raumtemperatur studiert werden, wohingegen das Graphitwachstum in Gusseisen bei Temperaturen über 1100 °C diesen Untersuchungen schwer zugänglich ist.

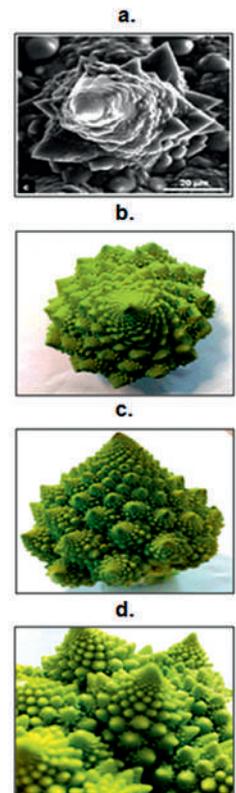


Abb. 18: Ähnlichkeiten zwischen dem Graphitwachstum nach dem kegelförmigen Spiralmodell (a.) [19] und jenem des Karfiols (b., c., d.)

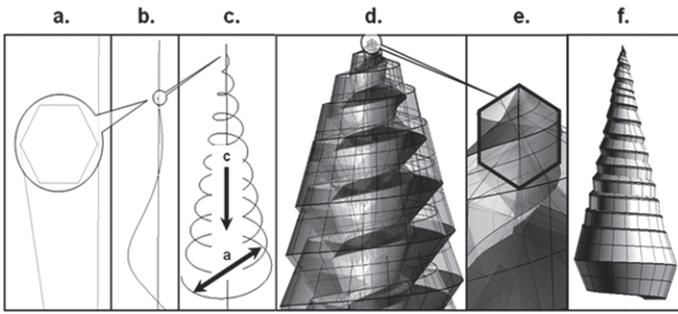


Abb. 19: Schema des kegelförmigen Spiralwachstums des Graphits

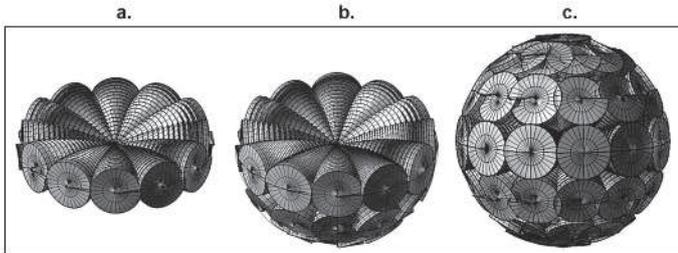


Abb. 20: Schema der Morphologie einer Graphitkugel, die aus kegelförmigen Spiralen aufgebaut ist

Während der eutektischen Erstarrung werden die Graphitkugeln von Austenit umgeben und wachsen auf Grund der Diffusion des Kohlenstoffes aus der flüssigen Phase durch die austenitische Schale [2]. 1998 entwickelten Svensson und Wessen eine Wachstumsgleichung, die unglücklicherweise auf vielen restriktiven Annahmen basierte: „Das Verhältnis zwischen den Radien des Austenits und des Graphits bleibt während der Erstarrung konstant bei einem Wert von 2,4“.

$$\frac{dR_{Gr}}{dt} = 2.87 \cdot 10^{-11} \frac{\Delta T}{R_{Gr}} \quad R_{\gamma} = 2.4 R_{Gr}$$

wobei:
 dR_{Gr}/dt = Wachstumsrate der Graphitkugel ($\mu\text{m}/\text{sec}$)
 Δ = Unterkühlung ($^{\circ}\text{C}$)
 R_{Gr} = Radius der Graphitkugel (μm)
 R = Radius der Austenit-Schale (μm)

Unter Anwendung des Modells von Svensson und Wessen [9] mit Gusseisen bekannter Zusammensetzung (Tabelle 3) wurden die Temperaturwerte während der Erstarrung mit Hilfe der Thermischen Analyse ATAS®-Novacast, Schweden, ermittelt.

| C | Si | Mn | P | S | Mg |
|------|------|------|--------|--------|--------|
| 3,57 | 2,51 | 0,17 | 0,0390 | 0,0100 | 0,0410 |

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung des Gusseisens

Die Erstarrung weist ein eutektisches Verhalten ohne Abscheidung von primärem (dendritischem) Austenit auf (TL = Telow). Der Anfangs- R_{Gr} = 1 μm . Am Ende der Erstarrung sind R = 67,29 μm und R_{Gr} = 28,04 μm .

Mit anderen Worten, in 1 mm^2 befinden sich etwa 64 eutektische Zellen, die wiederum 64 Graphitkugeln beinhalten – $[1000 \mu\text{m} / (67,29 \times 2)]^2$ (Abb. 23a.) wenn man das

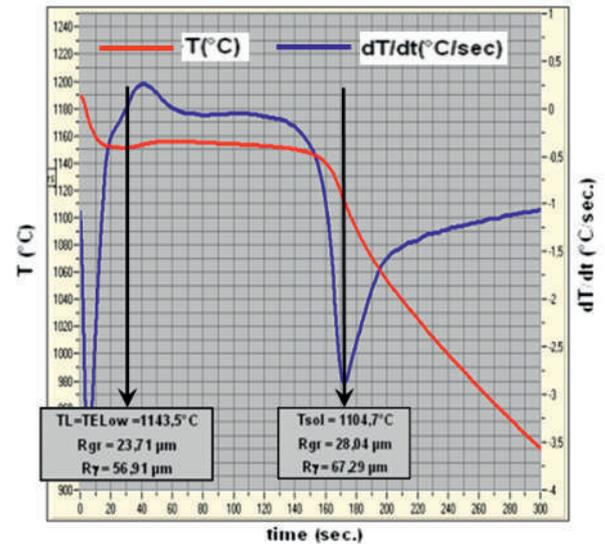
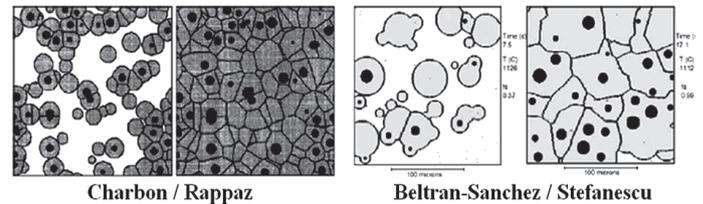


Abb. 21: Simulation des Graphitwachstums mit Eingabewerten aus der Thermischen Analyse ATAS®



[2] Doru M. Stefanescu, Solidification and modeling of cast iron—A short history of the defining moments, Materials Science and Engineering A 413-414 (2005) 322-333

Abb. 22: Modelle der Keimbildung und des Wachstums eines eutektischen Graphit-Komplexes

Erstarrungsmodell nach Charbon/Rappaz [11] heranzieht, nach dem zu jeder Graphitkugel eine eutektische Zelle gehört – oder weniger als 64 Zellen, aber zumindest 64 Graphitteilchen, nach dem Modell von L. Beltran-Sanchez und D.M. Stefanescu [13]. Denn nach deren Modell enthält eine austenitische Zelle mehrere Graphitteilchen (Abb. 22).

Mit Hilfe einer mit dem Quick-Cup 4010 von ElectroNite aufgenommenen Abkühlkurve wurden die Anzahl der Sphäroliten und deren maximale Größe nach einem Algorithmus berechnet und mit dem am Teststück ermittelten Werten verglichen.

Das Gefügebild im Zentrum der Probe zeigt einen Wert von 275 Sphäroliten/ mm^2 , ein 4-mal größerer Wert als theoretisch errechnet wurde. Das Svensson-Wessen-Modell ist zwar korrekt, kann jedoch nur für die Sphäroliten, die infolge Unterkühlung ausgeschieden wurden (die erste Generation der Keimbildung) und nur bis zum

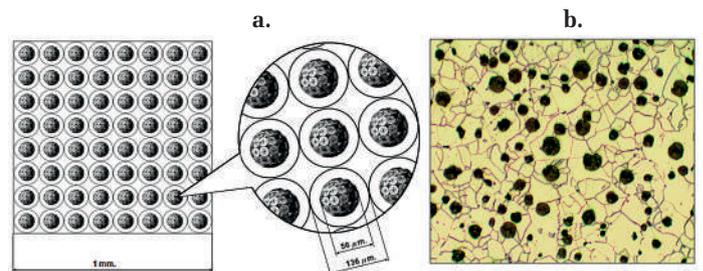


Abb. 23: Schema (a) der Graphitabscheidung und reales Mikrogefüge (b)

Kontakt zwischen den eutektischen Zellen angewendet werden. Danach gilt das Verhältnis $R = 2,4 \times R_{Gr}$ nicht mehr, weil die plastische Deformation der austenitischen Schalen gleichzeitig mit dem Durchmesserwachstum der Sphärolithen beginnt.

Die sekundäre Keimbildung ist dafür verantwortlich, dass in der Electro-Nite Quick-Cup-Probe statt berechneter 64 Kugeln/mm² mehr als 275 gefunden wurden.

Selbstverständlich besitzen die Sphärolithen im realen Gussgefüge keine perfekt verteilte Anordnung und die austenitischen Zellen haben unregelmäßige Formen (Abb. 23 b).

In Gusseisen mit Kugelgraphit startet die Graphitkristallisation an kleinen Ausscheidungen von Magnesiumoxiden und -sulfiden. Später wachsen die Sphärolithen durch Diffusion des Kohlenstoffs aus der Schmelze an die Oberfläche der Graphitteilchen weiter. Ab einem bestimmten Punkt ist der Sphärolit von einer austenitischen Schale eingeschlossen und das weitere Wachstum erfolgt durch Diffusion des Kohlenstoffs durch diese Schale. Da die Diffusion des Kohlenstoffs im Austenit langsamer ist als in der Schmelze, nimmt die Wachstumsrate der Sphärolithen in dieser Phase fortschreitend ab. Außerdem nimmt durch das eutektische Wachstum die Dicke der Austenit-Schale zu, wodurch die Wachstumsrate der Graphitkugeln weiter herabgesetzt wird. Während des eutektischen Wachstums verdickt sich die Austenitschale und schränkt das Wachstum der Graphitkugeln umso mehr ein. Es bilden sich an diesem Punkt neue Graphitkugeln aus, die aufgrund der hohen Wachstumsrate schnell wachsen. Daher beobachtet man nur wenige kleine Graphitkugeln neben anderen am Ende der Erstarrung.

Die Bildung von Chunky-Graphit

Nach D. Stefanescu [1] verläuft die Erstarrung von Grauguss vollkommen anders als jene von duktilem Gusseisen, sodass beide auf makroskopischer Ebene unterschiedlich betrachtet werden müssen.

Grauguss hat eine höhere Wärmeleitfähigkeit als duktiler Gusseisen mit Kugelgraphit. Das bedeutet, dass bei Gusseisen mit Lamellengraphit die Schalenbildung an der Grenzfläche Formstoff-Metall schnell fortschreitet und die innere Wärme der Schmelze rasch nach außen durch die wachsende Schale abgeleitet werden kann. Wenn das thermische Zentrum der Schmelze T_{Elow} (die Schmelztemperatur) erreicht, ist die äußere Schale bereits relativ fest und hält dem inneren Druck, der während des pri-

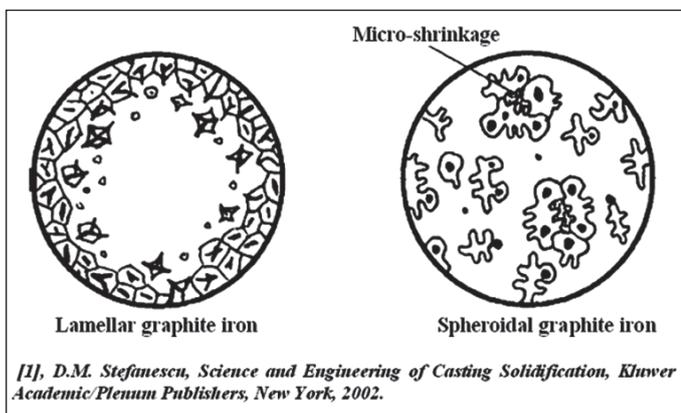


Abb. 24: Schematische Illustration des Erstarrungsmechanismus von kontinuierlich abgekühltem Gusseisen mit Lamellen- bzw. Kugel-Graphit [1].

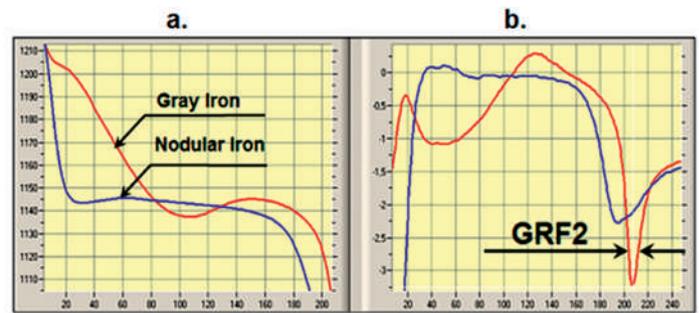


Abb. 25: a.) Abkühlungskurven von Grauguss und von Gusseisen mit Kugelgraphit. b.) Abkühlungsgeschwindigkeiten der beiden Gusseisenwerkstoffe

mären Graphitwachstums (Rekaleszenz) entsteht, stand. Folglich wird die Restschmelze auf Grund dieses Drucks zwischen die Austenitdendriten gedrückt und wirkt der Erstarrungskontraktion entgegen. Aus diesem Grund benötigt man beim Grauguss keine großen Speisersysteme.

Gusseisen mit Kugelgraphit dagegen hat eine niedrigere Wärmeleitfähigkeit als Grauguss mit Lamellengraphit. Eine feste Schale bildet sich an der Grenzfläche Formstoff-Metall, wächst aber nicht mit der gleichen Geschwindigkeit wie bei Grauguss. Auf Grund der niedrigeren Wärmeleitfähigkeit ist kein kontinuierlicher Wärmeabfluss in Richtung Form möglich, wodurch ein teilweises Wiederaufschmelzen der bereits gebildeten Schale eintreten kann. Gleich darauf beginnt der Erstarrungsvorgang erneut. Dieser Prozess wiederholt sich solange, bis die Temperatur einen gewissen Schwellenwert erreicht, bei dem die Wärme aus beiden Prozessen ausgeglichen und die äußere Schale vollständig erstarrt ist. Während des beginnenden Graphitwachstums aus der Schmelze kann der im Inneren aufgebaute Erstarrungsdruck die äußere (dünnere) Schale deformieren und somit die Abmessungen des Gussstücks vergrößern. Die Restschmelze wird nicht in die Austenitdendriten gedrückt, wodurch es bei der Erstarrung zu Mikroschwindungen innerhalb des Gussstücks kommt. Dieses Phänomen trifft für geringe Gusswanddicken zu, bei denen der Temperaturgradient zwischen dem Zentrum der Schmelze und der Form rasch abnimmt. Bei größeren Gusswanddicken bleibt der Gradient hoch, wodurch die äußere Schale genug Stärke entwickeln kann und tragfähig genug ist, um dem flüssigen Metalldruck im Inneren standzuhalten, wenn das Graphitwachstum noch nicht stattgefunden hat. Diese Faktoren sind für die Erklärung der Entstehung von Chunky-Graphit von besonderer Bedeutung.

Der Unterschied in der Wärmeleitfähigkeit dieser beiden Gusseisensorten kommt auch in der Thermischen Analyse zum Ausdruck. Bei den mit dem ATAS®-System aufgenommenen Abkühlungskurven ist der Winkel der Abkühlungsgeschwindigkeit (erste Ableitung, Abb. 25 b) in Übereinstimmung mit T_{Sol} ein indirektes Maß für die Wärmeleitfähigkeit. Der Wärmeparameter wird mit GRF2 (Graphit-Faktor 2) bezeichnet. Der Wert von GRF2 ist umgekehrt proportional zur Wärmeleitfähigkeit, was für Grauguss in der Grafik Abb. 25 deutlich zum Ausdruck kommt.

Im Mikrobereich können während der Erstarrung zwei entgegengesetzte Phänomene beobachtet werden:

- a. Das Wachstum (Expansion) des Graphits
- b. Die Kontraktion des um die Graphitkugeln erstarrenden Austenits

Die Volumenzunahme des Graphits auf der einen und die Kontraktion des Austenits auf der anderen Seite führen zu Spannungen im neu entstehenden Festkörper.

Wie alle Festkörper, besitzt auch die Austenit-Schale Fehler wie zum Beispiel mikroskopische nichtmetallische Einschlüsse, die während der Erstarrung entstehen und Defekte im kristallinen Aufbau, wie Punktfehler (Leerstellen – Schottky- und Frenkel-Defekte, interstitielle oder Substitutions-Atome, **Abb. 26 a**), Lineardefekte (Stufen- und Schraubenversetzungen, **Abb. 26 b**) sowie zwei- und dreidimensionale Fehler (Cluster von Koch-Cohen-Defekten, **Abb. 26 c**) [17] darstellen.

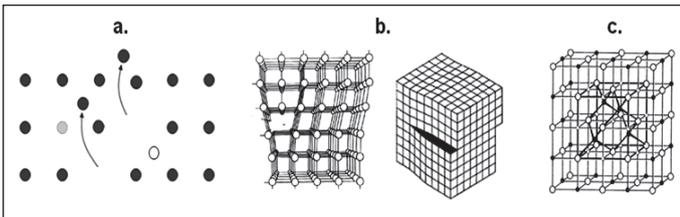


Abb. 26: a.) Punktdefekte. b.) lineare Defekte (Stufen- und Schraubenversetzungen). c.) Cluster von Koch-Cohen-Defekten

Die Volumenzunahme des Graphits und die Kontraktion des Austenits führen zu Spannungen im Festkörper. Diese beiden Phänomene rufen radiale Risse in der Austenit-Schale auf bevorzugten Ebenen hervor (**Abb. 27 a**). Als Folge ist die Austenit-Schale angebrochen, aber nicht zerbröseln.

Wenn die Austenit-Körner näher an die Restschmelze herankommen, die reich an Kohlenstoff und (oxidischen und sulfidischen) nichtmetallischen Einschlüssen ist, entstehen so genannte „Killer“-Sphäroliten durch die sekundäre Keimbildung. Ihre Bildung ist ident mit jener der primären Sphäroliten, ihre Anzahl ist jedoch auf Grund des hohen Gehalts an Sulfiden und segregiertem Kohlenstoff in der Schmelze wesentlich höher.

Diese „Killer“-Sphäroliten sind von Austenitschalen umgeben, welche wegen der gleichzeitigen Austenit-Kontraktion und der Graphit-Expansion zerbrechen. Die Austenit-Fragmente können von den Austenit-Schalen, welche die „Killer“-Sphäroliten umgeben, auf Grund der Graphit-Expansion in radiale Richtung zu den primären Sphäroliten gedrückt werden (**Abb. 27 b**) und diese zerstört („Keil“-Effekt!).

In **Abb. 27** kommt dieses Phänomen nur sehr schwach zum Ausdruck. Die Beschädigung der Primärkugel ist minimal, aber es sind Abläufe vorstellbar, bei denen der Fortschritt der Zerkleinerung der Austenitteilchen wesentlich stärker in Erscheinung tritt (**Abb. 28**).

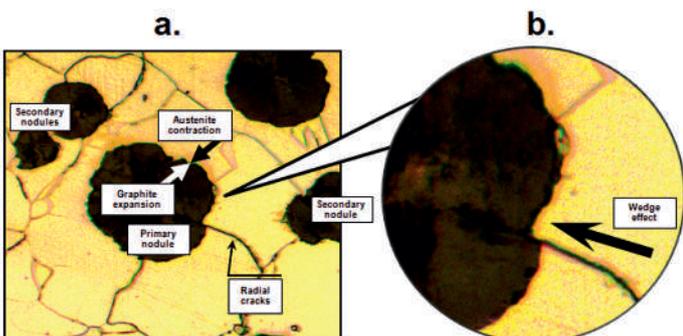


Abb. 27: a.) Primäre und sekundäre Graphitkugeln u. Bildung von Rissen in den austenitischen Schalen. b.) Teilweise Zerstörung durch den „Keil“-Effekt

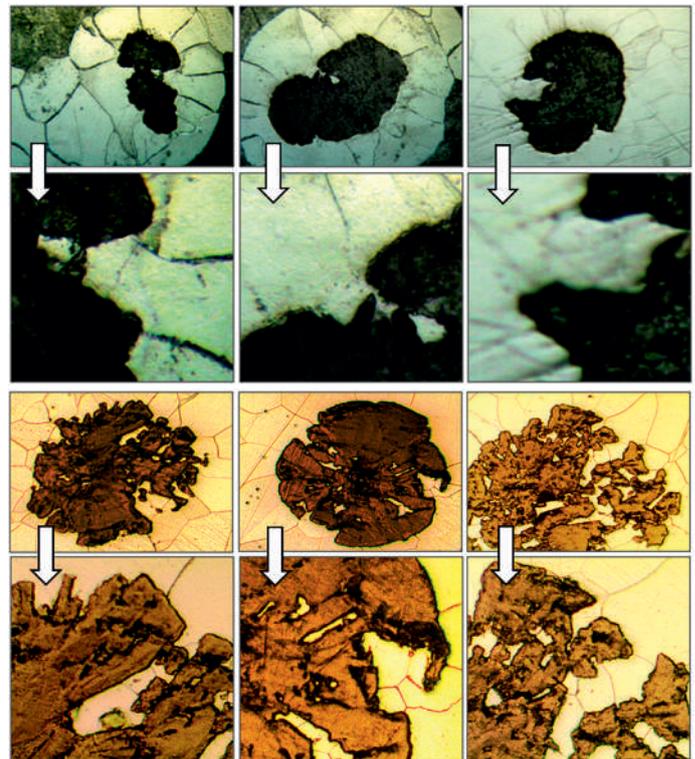


Abb. 28: Teilweise fortgeschrittene Zerstörung der primären Graphitkugeln auf Grund des „Keil“-Effekts

Wird der Zerstückelungseffekt noch größer, so führt dies zu Graphitmodifikationen, die entweder ein explosionsartiges (**Abb. 29 a**) oder ein knotiges Erscheinungsbild – Chunky-Graphit – (**Abb. 29 b**) aufweisen.

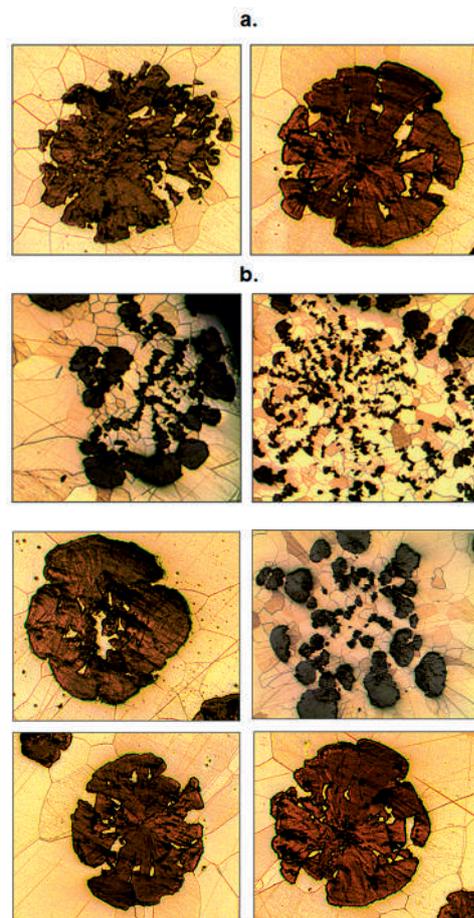


Abb. 29: Zerstörung der primären Sphäroliten auf Grund des „Keil“-Effekts: a.) Zwischenstufe – „explodiert“. b.) Knotengraphit – Chunky-Graphit

Abb. 30: Teilweise fortgeschrittene Zerstörung der primären Graphitkugeln auf Grund des „Keil“-Effekts

Der Ausdruck „explodierter“ Graphit könnte, auch wenn er nicht ganz falsch ist, Verwirrung hinsichtlich seiner Bildung auslösen. Man könnte glauben, dass im Kugeln eine „sprengende“ Kraft zum Explodieren der Graphitkugel führt. Wenn man das Mikrogefüge der **Abb. 30a** betrachtet, kann man sich „explodierte Kugeln“ vorstellen, da deren Zentren zerstört sind, auch wenn eine Explosion ohne innere Energie nicht möglich ist (eine innere Energie existiert nicht, aber es herrscht ein metallostatischer äußerer Druck, der die Graphitkugel zusammenhalten sollte). In **Abb. 30b** sind im Gegensatz dazu die Microaufnahmen zweier Graphitsphäroliten zu sehen, die ebenfalls als „explodiert“ betrachtet werden könnten, obwohl deren Explosion nicht vorstellbar ist, weil die Zentren der Teilchen intakt sind. Die „Keil“-Theorie kann beide Zustände erklären.

Es kann beobachtet werden, dass die primären Kugeln durch die sekundären zerstört werden. Dies ist mit hoher Wahrscheinlichkeit auf die Verringerung der Kohäsionskräfte des Graphits durch dessen Durchmesserwachstum bedingt, das die großen Sphäroliten schwächt. Außerdem entstehen auch die Risse in der Austenit-Schale während der sekundären Keimbildung (**Abb. 31**).

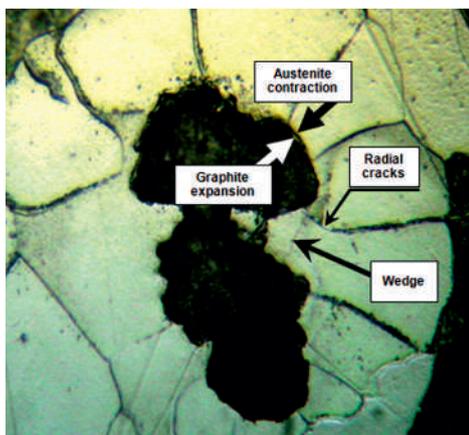


Abb. 31: Entstehung von Rissen in der Austenit-Schale auf Grund der Metallmatrix-Kontraktion und der Expansion des Graphits

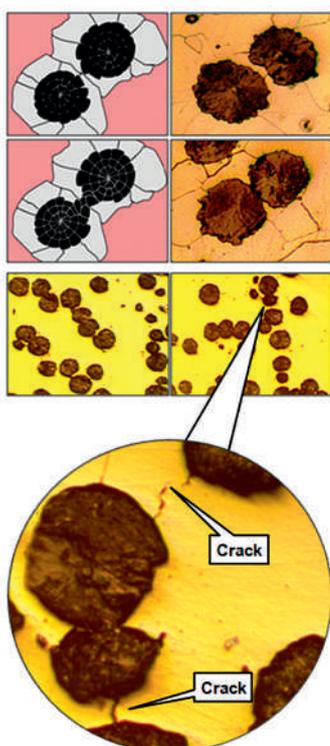


Abb. 32: „Zwillings-Kugeln“ von Graphit: Während ihres Wachstums haben diese die austenitische Schale durch ihre Volumszunahme geöffnet. Im entstandenen Kanal hat sich Graphit ausgeschieden und eine Brücke zum benachbarten Graphitteilchen gebildet.

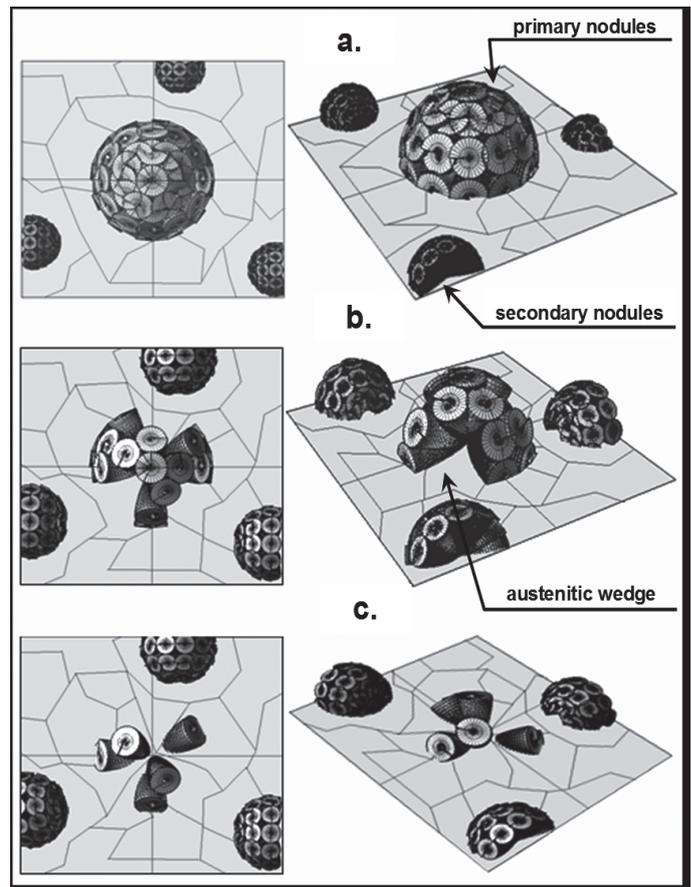


Abb. 33: a.) Die Bildung von „Chunky-Graphit“. b.) Die Bildung von „explodiertem“ Graphit. c.) Endstadium des explodierten Graphits

In den **Abb. 33, 34** und **35** wird der vorgeschlagene Bildungsmechanismus von Chunky-Graphit schematisch dargestellt.

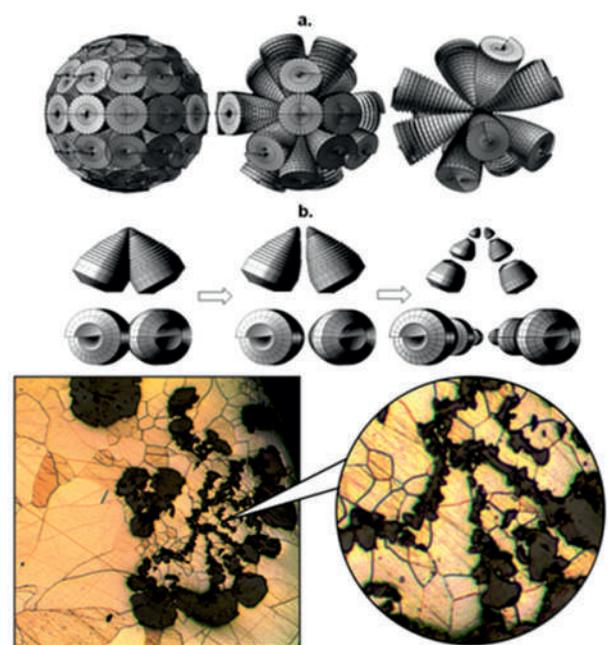


Abb. 34: a.) Degeneration der primären Kugeln durch Aufbrechen. b.) Trennung und radiales Brechen kegelförmiger Spiralen

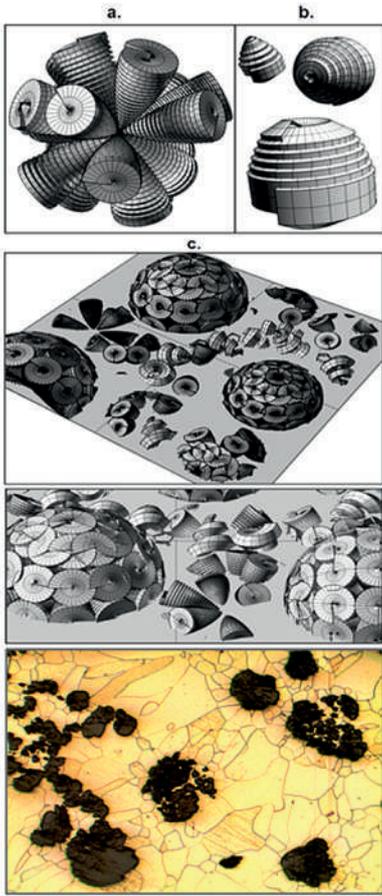


Abb. 35 (links):
 a.) Degeneration der primären Graphitkugel.
 b.) Bruchstücke der aufbrechenden kegelförmigen Graphit-Spiralen.
 c.) Neuverteilung der Graphit-Bruchstücke an den Kanten des Austenits und um die intakt gebliebenen Graphitkugeln

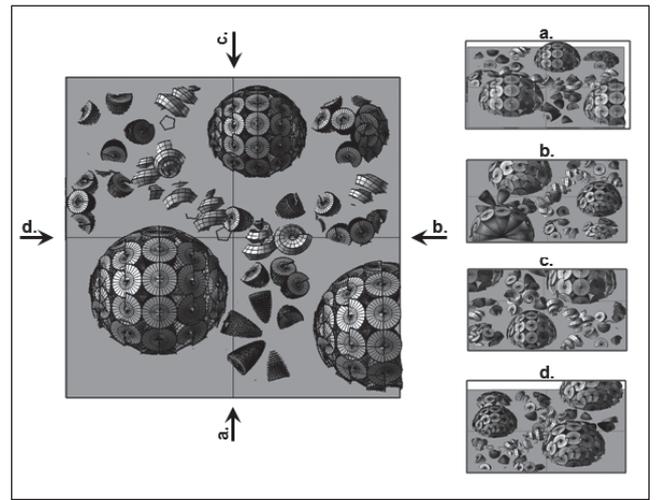


Abb. 36 (rechts oben):
 Bildung von Chunky-Graphit und Neuverteilung der Graphit-Bruchstücke

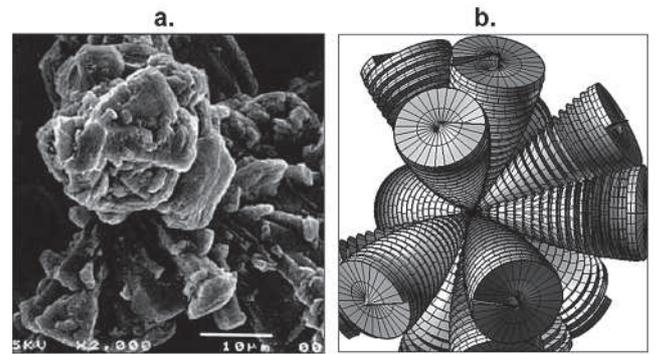


Abb. 37 (rechts):
 a.) Aufnahme von Chunky-Graphit (aus Itofuji: Vorschlag der „Standort“-Theorie [21]). b.) Schematische Rekonstruktion von a.)

Die Bruchstücke des kegelförmigen Spiralen-Graphits und jene des Austenits werden gegenseitig neu verteilt. Weil diese zerbrochen sind, sind die Austenit-Fragmente innerhalb des Graphits sehr klein im Vergleich zu den Austenit-Körnern rund um die gut ausgebildeten Graphit-Sphäroliten (Abb. 38).

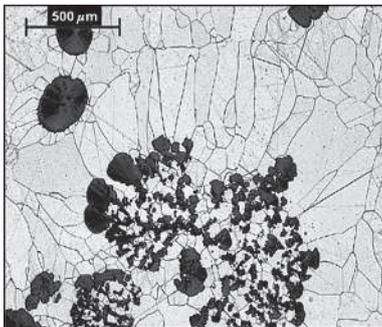


Abb. 38 (links): Chunky-Graphit in dickwandigem Guss-eisen mit Kugelgraphit (Mikroskopische Aufnahme einer Würfel-Gussprobe 800 x 800 x 800 mm)

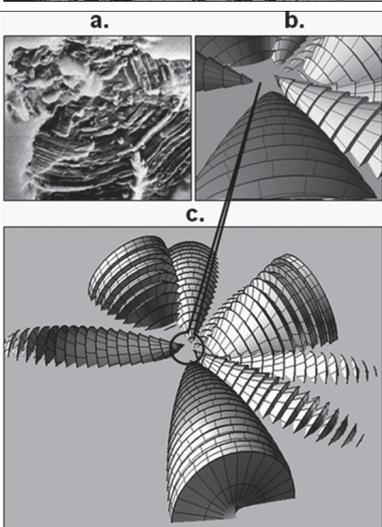


Abb. 39 (rechts): Unter-schiedliche Schnittebenen polierter Proben zur Erklärung von „explodiertem“ Graphit nach der „Keil“-Theorie

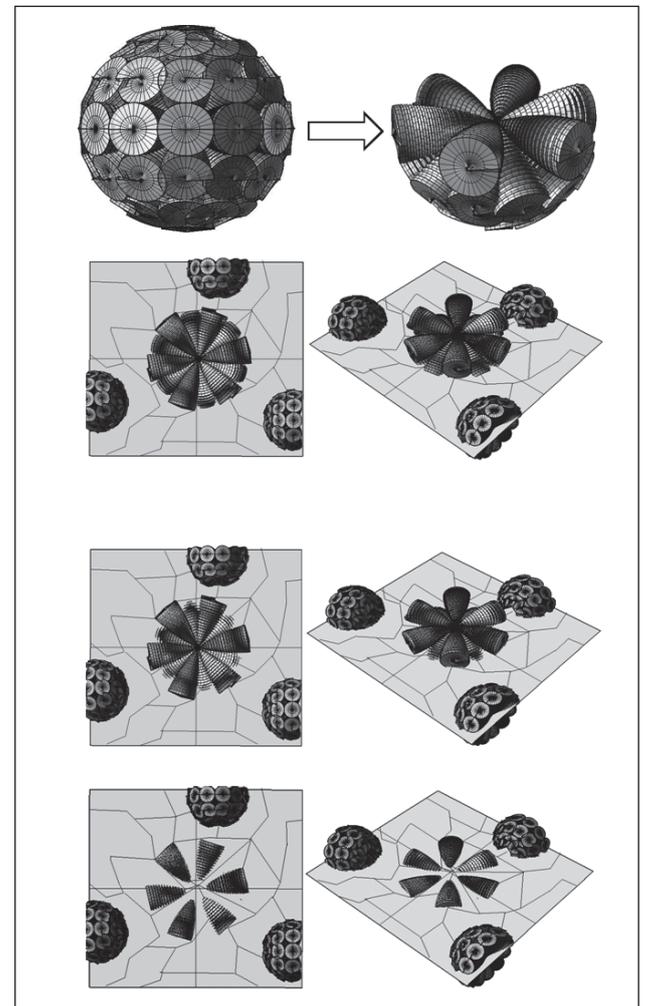


Abb. 40 (links): a.) Aufnahme einer „explodierten“ Graphitkugel nach S. Karsay [22]. b.) und c.) Schematische Darstellung von a.)

Die kontinuierliche Bildung von Chunky-Graphit im festen Zustand

An Hand der Aufnahme einer Graphitkugel aus [6], Metallurgical Transactions 24A (1993), untersuchte T. Skaland sowohl den aus der Schmelze abgeschiedenen als auch den im ertarrten Metall abgeschiedenen Graphit (Abb. 41).

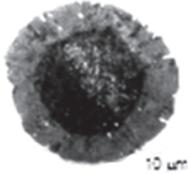


Abb. 41: Graphitwachstum während der eutektischen bis hin zur eutektoiden Umwandlung (nach T. Skaland, Ø. Grong und T. Grong, Metallurgical Transactions (1993) [6])

Mit Ende der Erstarrung (TSol) ist der Bildungsprozess von Chunky-Graphit noch nicht abgeschlossen. Die Graphitteilchen wachsen auch im festen Zustand bis zur eutektoiden Reaktion (der vollständigen Austenitumwandlung mit kontinuierlicher Diffusion des Kohlenstoffs) weiter. An diesem Punkt stoppt zwar die Kohlenstoff-Diffusion, die Kontraktion hingegen setzt sich bis zum Erreichen der Raumtemperatur fort. Der Durchmesser der Graphitkugeln kann um bis zu 70 % zunehmen (heller Ring der Graphitkugel in Abb. 41). Diese Volumszunahme führt zu einem Druckaufbau, der die größeren Sphäroliten auch im festen Zustand kontinuierlich zerstört. Die durch das tertiäre Graphit-Wachstum ausgelöste mechanische Bewegung führt zu einer weiteren Zerkleinerung der in der breiigen Zone bereits geschädigten Graphit-Teilchen. Das mit der Kontraktion im festen Zustand verbundene tertiäre Graphitwachstum führt zu Spannungen und zu Bewegungen der Metallmatrix während der Umwandlung.

Dies sind die Ursachen für die Bildung von Chunky-Graphit in der breiigen (zweiphasigen, halbfesten) Zone während der eutektischen Erstarrung bis zur eutektoiden Umwandlung im festen Zustand.

Abb. 38 zeigt das Erscheinungsbild von Chunky-Graphit in einem dickwandigen Gusseisen mit Kugelgraphit. Man kann deutlich erkennen, dass die Bruchstücke der eutektischen Zellen um die intakten Sphäroliten sehr viel größer sind im Vergleich zu jenen im Bereich des Chunky-Graphits, dessen möglicher Bildungsmechanismus hier beschrieben wird.

Simulation der Metallmatrix-Bewegung

Es ist nicht einfach, eine Simulation derartiger Bewegungsabläufe ohne eine komplexe Software (zB ähnlich der für seismische Bewegungen) zu versuchen. Stattdessen soll eine „primitive Simulation“ mit Pappkarton durchgeführt werden.

Simulations-schritte:

1. Im Gefügebild aus Abb. 11 wurden die Konturen der einzelnen Phasen nachgezogen (Abb. 42).

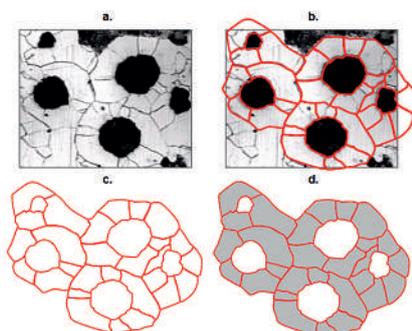


Abb. 42

2. Für die Simulation wurde die Zelle in Abb. 43 ausgewählt.

Die eutektische Zelle wurde auf Pappkarton gedruckt und anschließend entlang der Risse in der Metallmatrix und der Ebenen „a“ und „c“ der Graphitkegel zerschnitten (Abb. 43 d).

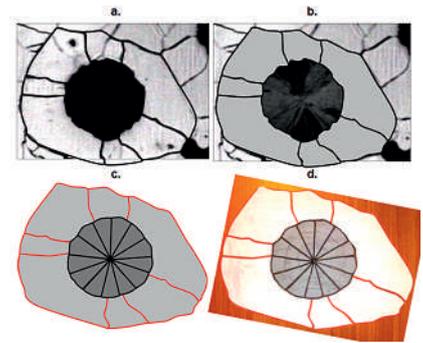


Abb. 43

3. Die Simulation bestand darin, die Austenit-Fragmente in die mit Pfeilen markierten Richtungen zu verschieben, wodurch in Abb. 44 f eine vollständig zerfallene Struktur aus Graphit- und Austenit-Teilchen erreicht wird.

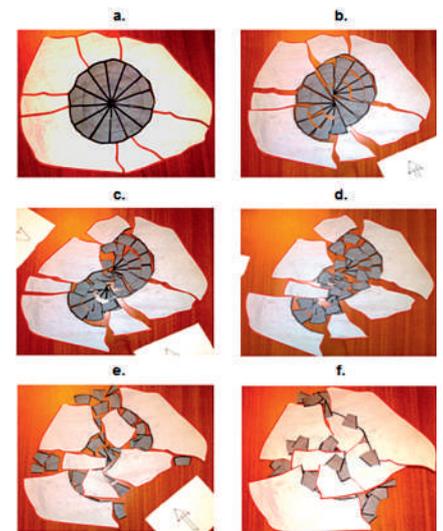


Abb. 44

4. Die Umrisse der Teilchen in Abb. 44 wurden nachgezeichnet und die graphitischen von den Matrixfragmenten getrennt (Abb. 45).

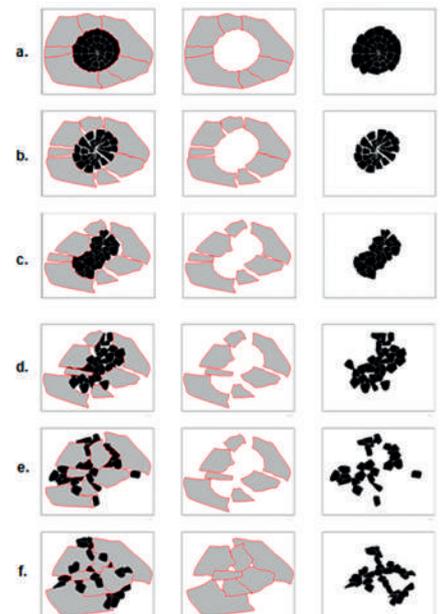


Abb. 45:
Trennung von Graphit und Metallmatrix

5. Die Graphit-Fragmente aus Abb. 45 f wurden extrahiert, in das Design-Programm Rhino 4.0 importiert und in konische Formen übergeführt (Abb. 46 c u. d). Anschließend wurde nach dem Zufallsprinzip ein Raummodell generiert. Dieses (Abb. 46 c u. d) hat, von zwei Seiten betrachtet, eine sehr ähnliche Form wie der im SEM bzw. in den zitierten Literaturstellen betrachtete Chunky-Graphit.

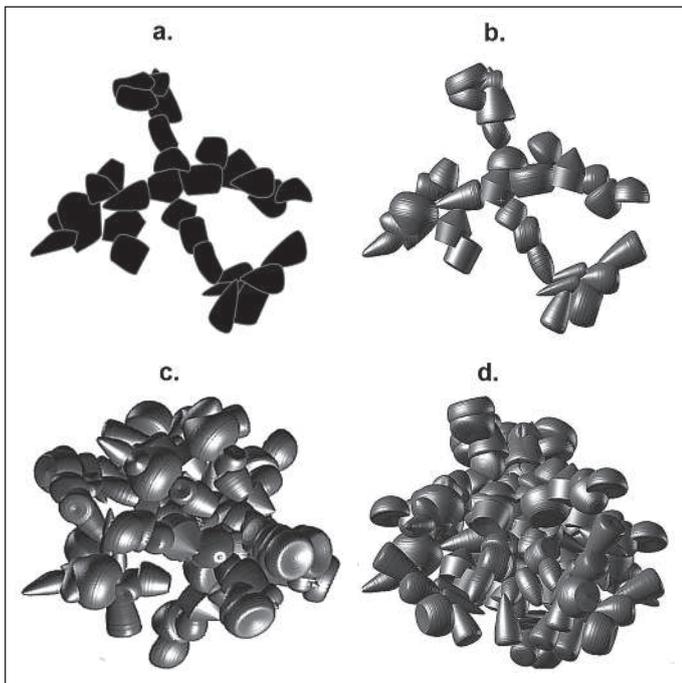


Abb. 46: a.) 2D-Schema des Chunky-Graphit-Netzwerkes
 b.) Konische Formen der Graphit-Bruchstücke
 c.) 3D-Darstellung des Chunky-Graphit-Netzwerkes
 d.) 3D-Darstellung des Chunky-Graphit-Netzwerkes (aus geändertem Blickwinkel)

Bevor allgemeine Schlussfolgerungen gezogen werden, soll noch auf die Resultate von fünf aktuellen Forschungsarbeiten hingewiesen werden:

A. Das natürliche Wachstum des Graphits in kugelförmiger Form in der Schmelze wird allgemein anerkannt. Lamellengraphit ist eine modifizierte Art der Kugelform, die durch Sulfide und Oxide erreicht wird. Diese beeinflussen das Graphit-Wachstum durch Oberflächen-Adsorptions-Mechanismen. [2]

B. Die vorausgehenden Ergebnisse führten zu dem Schluss, dass die Erstarrung von dickwandigem nahe-eutektischem Gusseisen mit Kugelgraphit mit der Ausscheidung von primären Graphitkugeln beginnt. Gleichzeitig erfolgt das Austenit-Wachstum, das diese Kugeln umschließt. Das Wachstum des Chunky-Graphits ist eindeutig mit der zunehmenden Rekaleszenz während der eutektischen Reaktion verknüpft.

Antimon kann den Gehalt an Chunky-Graphit deutlich senken und ein Antimon/Cer-Verhältnis von über 0,8 scheint diese Graphit-Degeneration allgemein beseitigen zu können. [26]

C. Neue Versuchsergebnisse in Bezug auf die Impfung von Gusseisenschmelzen und die Bildung von Chunky-Graphit zeigen eindeutig, dass eine Impfung das Risiko der Bildung von Chunky-Graphit steigert.

Durch Impfung von Gussblöcken mit einem Erstarrungsmodul von 3 und 5 cm wurde der Chunky-Graphitanteil erhöht. Durch die Impfung wird mit der Steigerung der Graphitkugelanzahl auch die Neigung zur Chunky-Graphitbildung begünstigt. [25]

D. Der Vergleich der Abkühlkurven mit der Auswertung des Gefügeaufbaues führt zu folgendem Erstarrungsverlauf:

- 1) Keimbildung von primärem Graphit in der Schmelze (TL konstant);
- 2) Die beginnende eutektische Reaktion startet mit dem Wachstum von Austenit-Dendriten, welche die primären Graphitsphäroliten umschließen (TEN konstant);
- 3) Die fortschreitende eutektische Reaktion führt zu Keimbildung und Wachstum von Chunky-Graphit-Zellen und sekundären Graphitkugeln; letztere sind die Graphitkugeln in den eutektischen Zellen (TEU konstant). Die Anfangstemperatur der beginnenden eutektischen Reaktion scheint stark von der Vorbereitung der Schmelze und nicht von nachgeschalteten Impfbehandlungen abhängig zu sein. Die Haltetemperatur am Anfang der eutektischen Reaktion war mehr oder weniger von der Rekaleszenz während der Umwandlung bestimmt. Das Volumen des Chunky-Graphitbereiches in den Gussblöcken steht in direktem Zusammenhang mit der mit der Thermischen Analyse an Quick-Cup-Proben gemessenen Rekaleszenz und nimmt mit dieser überraschenderweise zu. [24]

E. Sowohl die Makro- als auch die Mikrostruktur von Chunky-Graphit enthaltendem duktilem Gusseisen mit Kugelgraphit wurden untersucht. Proben aus messtechnisch kontrollierten Gießversuchen im Wanddickenbereich von 10 bis 200 mm wurden mit Hilfe optischer und elektronenmikroskopischer Verfahren untersucht. Die Graphit-Morphologie wurde durch Tiefätzverfahren sichtbar gemacht. Informationen über den Ablauf des Erstarrungsprozesses konnten durch Kombination der Ergebnisse aus Thermischer Analyse und einem Farbätzverfahren zur Sichtbarmachung des Seigerungs-Profiles gewonnen werden. Der Anteil an Chunky-Graphit nimmt im Allgemeinen mit steigender Wandstärke zu. Allerdings konnten auch große Graphitkugeln in Gussstücken mit Wandstärken unter 10 mm gefunden werden. Nach einem relativ scharfen Übergang, der den makroskopischen Isothermen folgt, beginnt Chunky-Graphit als eutektische Zelle zu wachsen. Wenn die äußeren Bereiche der Zelle erreicht werden, nimmt der Graphit plötzlich eine deutlich größere Form an und bevor es zu einer vollkommene Degeneration kommt, konnten wieder Graphitsphäroliten beobachtet werden. Weiters konnte festgestellt werden, dass sich die meisten Graphitkugeln in den ge-seigerten Bereichen befanden. Dies weist darauf hin, dass sich Chunky-Graphit während der eutektischen Erstarrung noch vor dem Kugelgraphit bildet. Die Wachstumsrate der eutektischen Zellen mit Chunky-Graphit weist ähnliche Werte wie jene von lamellarem Grauguss auf, ist jedoch geringer als jene von unterkühltem D-Graphit. [29]

Schlussfolgerungen

Der in dieser Arbeit vorgestellte Mechanismus der Chunky-Graphit-Bildung läuft nach folgenden Schritten ab:

1. Bei untereutektischem Eisen beginnt die Keimbildung infolge Unterkühlung mit der Ausscheidung primärer Austenitdendriten, bei eutektischem Eisen (Abb. 1) mit zellularem Austenit und eutektischem Graphit und für übereutektisches Eisen mit primärem Graphit.
2. Nach dem Erreichen der eutektischen Temperatur beginnt in unter- und übereutektischem Eisen die Keimbildung von Komplexen: zellulärer Austenit und eutektischer Graphit (Abb. 11).

3. Die natürliche Modifikation des angekeimten Graphits in der Gusseisenschmelze ist kugelförmig [1]. Die erste Keimbildung von primären Graphitkugeln findet statt, es kommt zur ersten Generation von Graphitphäroliten (Abb. 7).
4. Die wachsenden Austenit-Zellen schließen die Graphitkugeln der ersten Keimbildung ein (Abb. 22).
5. Bei Anwesenheit von Silicium wird die Löslichkeit von Kohlenstoff in Austenit deutlich erniedrigt. Durch Diffusion gelangt dieser in den äußeren Bereich der Zelle zur Phasengrenze flüssig-fest, wo er in die flüssige Phase ausgeschieden wird (Abbn. 2, 3, 4).
6. Während des Austenit-Kornwachstums werden ebenfalls nichtmetallische Einschlüsse, Atome von Elementen mit Atomradien $> Fe$ (z.B. Ce, Sn, Sb, Bi, Mo, Ca, Mg) und Atome mit großer positiver Seigerungsneigung (wie S, O, N) zusammen mit dem Kohlenstoff in der flüssigen Phase angereichert.
7. Die in den Austenit-Körnern eingelagerten Einschlüsse erzeugen kristallographische Defekte: Punktdefekte, Schottky- oder Frenkeldefekte, interstitielle und substitutionelle Atome, lineare Defekte, Stufen- oder Schraubenversetzungen, sowie zwei- und dreidimensionale Defekte (Ansammlungen von Koch-Cohen-Defekten). Diese Defekte sind für die späteren bevorzugten Bruchlinien der Austenit-Schalen verantwortlich (Abb. 26).
8. Elemente mit hoher reziproker chemischer Affinität, die in die flüssige Phase ausgeschieden werden, bilden nichtmetallische Verbindungen wie: MgO , MgO_2 , MgS , CaO , CaS , CeO , CeS , Ce_3S_4 , Ce_2O_2S , etc. (Abb. 8).
9. Abhängig von ihrem spezifischen Gewicht verbleiben diese Komponenten entweder in der Schmelze oder flotieren in der Konvektionsströmung (Abb. 6) oder mit den Dampfblasen der Mg-Behandlung an die Oberfläche (Tabelle 2).
10. Die Restschmelze ist mit Kohlenstoff und den in Punkt 6 (Abb. 5) genannten Elementen angereichert, wodurch es zu Mikroseigerungen und in den thermischen Zentren zu Makroseigerung kommt (Abb. 6).
11. Das Wachstum der primären Sphäroliten und der austenitischen Zellen wird durch die Diffusion der Kohlenstoffatome durch die Austenit-Schale in Richtung der Graphitkugeln ermöglicht. In der ersten Phase ist das Wachstum unbehindert, das Verhältnis R/RG liegt konstant bei 2,4 [9], weil die Körner noch nicht in direkten Kontakt zueinander kommen.
12. Sobald physischer Kontakt zwischen den eutektischen Zellen herrscht, werden die an der fest-flüssig-Grenzfläche befindlichen eutektischen Zellen in Richtung der flüssigen Phase gedrückt, ohne sich dabei zu verformen oder zu zerbrechen. Auf diese Weise kann die Erstarrungsfront weiter wachsen.
13. Das Wachstum der Graphitkugeln steht in Zusammenhang mit und ist direkt proportional zu der mit der Thermischen Analyse gemessenen Rekaleszenz ($R = TE_{high} - TE_{low}$, Abb. 11). P. Larranaga et al. [26] bestätigen, dass die Bildung von Chunky-Graphit höchstwahrscheinlich mit einer Zunahme der Rekaleszenz in Verbindung zu bringen ist. Die Neigung zur Bildung von Chunky-Graphit ist stark mit der Expansion des Graphits im thermischen Zentrum des Gussstücks verbunden.
14. Die Volumszunahme des Graphits parallel zur Kontraktion mit der umgebenden Austenit-Schale erzeugt Spannungen und kann zu Rissen in den Austenit-schalen führen (Abbn. 27 u. 31). Diese Risse entstehen in den Ebenen, welche die in Punkt 7 erwähnten Defekte enthalten.
15. Die Risse können sich nach einer exzessiven Graphit-Expansion öffnen; wenn die Körner in Kontakt stehen und die Risse sich auf gleichen Ebenen befinden, kann der in die Risse ausgeschiedene Graphit Brücken zwischen benachbarten Graphitkugeln bilden, wodurch „Zwillings-Kugeln“ entstehen können (Abb. 32).
16. Gegen Ende der Erstarrung, nach TE_{high} (Abb. 11), ist die verbliebene Restschmelze übersättigt an Kohlenstoff und nichtmetallischen Verbindungen (siehe Punkt 8). Von diesen fördern die Sulfide die sekundäre Graphitkeimbildung des eutektischen Graphits (Abbn. 11, 12, 14).
17. Eine unzureichende Bildung von Sekundärgraphitkugeln des eutektischen Graphits kann zu Mikrolunkern führen. Übermäßige Bildung von Sekundärgraphit kann besonders beim Dickwandguss, wo die Abkühlgeschwindigkeit im thermischen Zentrum relativ gering ist, zur Bildung von Chunky-Graphit führen, was durch Mikro- und Makroseigerung stark begünstigt wird.
18. Die sekundären Graphitkugeln entstehen nach den gleichen Mechanismen wie die primären und führen zu Rissen in der Austenit-Schale. Sie haben eine geringere Größe und eine äußerst hohe Oberflächendichte (Abb. 12).
19. Die sekundären Graphitkugeln nehmen eine bevorzugte Lage in Bezug auf die primären Austenit-Korn-grenzen ein, wo auch die perlitbildenden Elemente (Sn, Sb, Bi etc ...) angereichert sind. In der Folge kann in diesen Bereichen eine hohe Perlitkonzentration beobachtet werden (Abb. 14).
20. Die sekundäre Graphitexpansion drückt die Bruchstücke des umgebenden Austenits nach außen. Diese Bruchstücke kommen mit den bereits gebrochenen Austenit-Schalen um die primären Graphitkugeln in Kontakt, wodurch diese in Richtung der primären Kugeln gedrückt werden und diese beschädigen (Abbn. 27 u. 31).
Dies ist der „Keil“-Effekt.
21. Ist die Beschädigung nur gering, wird die Graphitkugel nicht zerstört (Abb. 27). Andererseits kann es aber auch zur teilweisen (Abb. 28) bzw. zu weitgehender Zerstörung kommen – „explodierter“ Graphit (Abbn. 28, 29a, 39, 40). Im extremsten Fall kommt es zur vollkommenen Zerstörung und es entsteht Chunky-Graphit (Abbn. 29b, 33, 36, 37, 38, 45, 46).
22. Der „Keil“-Effekt spaltet die Graphitkugeln auf, zersplittert diese in einfache kegelförmige Spiralelemente und drückt diese in radiale Richtung (Abbn. 34 u. 35).
23. Die Graphit-Bruchstücke werden in der Metallmatrix zwischen den intakten primären und sekundären Kugeln neu verteilt. Die Bruchstücke des zerbrochenen Austenits sind klein und sind Überreste der ursprünglichen Austenit-Schalen (Abbn. 38 u. 47b).
24. Nicht alle primären Graphitkugeln werden durch den „Keil“-Effekt zerstört. Dieses Phänomen hängt ab von der Konzentration an Kohlenstoff und Silicium in der interzellularen Restschmelze sowie von Magnesium, Calcium und Cer, welche Sulfide bilden und eine starke sekundäre Keimbildung fördern.

25. Ein weiterer wichtiger Parameter bei der Bildung von Chunky-Graphit ist die Abkühlgeschwindigkeit, die bei massivem Dickwandguss sehr niedrig ist und einem starken sekundären Graphitwachstum die nötige Zeit gibt.
26. Es ist allgemein bekannt, dass Cer der größte Förderer von Chunky-Graphit ist. Bis jetzt wurde jedoch noch kein theoretisches Modell für diese Behauptung entwickelt. Die „Keil“-Theorie empfiehlt die Kombination Ce-S als exzellente Keimbildner mit einem spezifischem Gewicht ähnlich jenem der Schmelze. Die die Keimbildung der Sekundärkugeln fördernden Verbindungen bleiben dadurch in der Schmelze suspendiert. Bei Anwesenheit von Cer in der interzellularen flüssigen Phase bilden sich eine große Anzahl an Graphitkugeln, welche in ihrer darauffolgenden Expansionsphase den „Keil“-Effekt auf Grund ihrer Anzahl und Größe unterstützen.
27. Starkes Impfen verringert die Bildung von Chunky-Graphit durch Förderung der sekundären Keimbildung. In [25] berichten I. Asenjo et al., dass durch eine Verstärkung der Impfung die Anzahl der Graphitkugeln und damit auch die Menge des ausgeschiedenen Graphits deutlich steigt. Dieses Phänomen ist direkt proportional zur Graphitexpansion und zur Volumenzunahme im thermischen Zentrum.
28. Antimon, Bismut und Beryllium sind Elemente, die stark zur direkten Seigerung neigen, weshalb sie im zuletzt erstarrenden Bereich angereichert sind. Diese Elemente sind stark antigrafitisierend und hindern den Kohlenstoff daran, sich an den Keimbildnern in der interzellularen Restschmelze abzuscheiden. Aus diesem Grund werden sie als Kompensatoren für Chunky-Graphit angesehen. In [26] schlagen P. Larranaga et al. vor, dass das Verhältnis der Gehalte an Antimon und Cer höher als 0,8 sein sollte, um eine Graphitdegeneration zu vermeiden.
29. In der Schmelzpraxis kann die Tendenz von Dickwandguss zur Chunky-Graphitbildung mit Hilfe der Thermischen Analyse ermittelt werden, indem die Werte für die Rekaleszenz als Parameter für die thermische Expansion des Graphits gemessen werden (R im ATAS®-System).
30. Die Bewegung der Metallmatrix erfolgt in Folge des tertiären Graphitwachstums und der kontinuierlichen Kontraktion der Metallmatrix auch im festen Zustand bis zum Erreichen der eutektoiden Temperatur. Unter dieser Temperatur stoppt das Graphitwachstum, während die Kontraktion des Metalls weiter stattfindet.
31. Schlussfolgernd kann gesagt werden, dass Chunky-Graphit sich nicht als solcher entlang bevorzugter Wachstumsrichtungen bildet. Er entsteht auch nicht vor den Graphitsphäroliten [29] und auch nicht gleichzeitig mit dem sekundären Kugelgraphit [24].
- Chunky-Graphit ist eine degenerierte Form des Graphits, der durch das Zerschneiden primärer Graphitsphäroliten auf Grund des Expansionsdruckes der sekundären Graphitkugeln entsteht. Dies geschieht durch die Zerstörung der mit Strukturdefekten behafteten Austenit-Schalen durch die Sekundärgraphitkugeln umgebenden Austenitbruchstücke. Die Verschiebung dieser Fragmente beschädigt die primären Graphitkugeln. Die Bruchstücke sowohl der zerbrochenen Graphitkugeln als auch der zerbrochenen Austenitkörner verteilen sich um die unbeschädigten

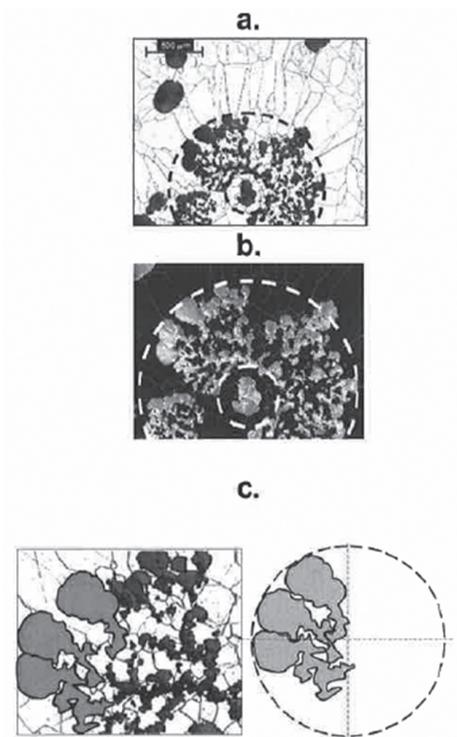
Kugeln. Aus diesem Grund werden die sekundären Graphitkugeln auch „Killerkugeln“ genannt. Die Graphitexpansion in dünnwandigen Gussstücken wird durch hohe Abkühlgeschwindigkeit infolge eines niedrigen Temperaturgradienten zwischen dem thermischen Zentrum des Gussstückes und der Form eingeschränkt. Hier besteht die Gefahr der Bildung von Mikrolunkern.

In dickwandigen Gussstücken dagegen erfolgt die Erstarrung langsam fortschreitend, d.h. der Kern ist noch flüssig, wenn die äußeren Schichten bereits erstarrt sind. Die innere Graphitexpansion kann die Restschmelze nicht verformen, wohl aber die Schwindungshohlräume speisen. Sind diese aufgefüllt, wird durch die fortschreitende Volumszunahme ein hoher Druck erzeugt, der zur Zerstörung der primären Graphitkugeln führen kann.

Aus diesem Grund wird massiven Gussstücken auch ein gewisses Selbstspeisungsverhalten zugebilligt.

In einer Fortsetzungsarbeit soll eine Gefüge-Probe, wie in den **Abbildungen 38 und 47** gezeigt, einer schichtweisen Abtragung von jeweils 20 µm unterzogen werden, um die primäre Graphitkugel an Hand der auf diese Weise gefundenen Schnittbilder zu rekonstruieren (**Abb. 47 c**).

Abb. 47: Chunky-Graphit in Gusseisen mit Kugelgraphit (Mikrogefüge einer Probe aus dem Zentrum eines Block-Abgusses mit 800 x 800 x 800 mm)



Literatur

- [1] D.M. Stefanescu, Science and Engineering of Casting Solidification, Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, 2002.
- [2] Doru M. Stefanescu, Solidification and modeling of cast iron—A short history of the defining moments, Materials Science and Engineering A 413–414 (2005) 322–333
- [3] I.L. Svensson, M. Wessen, in: B.G. Thomas, C. Beckermann (Eds.), Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII, The Metallurgical Soc., Warrendale, PA, 1998, p. 443.
- [4] Colour Metallography of Cast Iron, Chapter 2, by Zhou Jiyang, Professor, Dalian University of Technology, China
- [5] Бунин К П., et al. The Structure of Cast Iron. translated by Harbin University of Technology
- [6] T. Skaland, Ø. Grong, T. Grong, Metallurgical Transactions 24A (1993)
- [7] Thewlis G., Effect of cerium sulphide particle dispersions on acicular ferrite microstructure development in steels,

- Materials science and technology 2006, vol. 22, no2, pp. 153–166
- [8] Ellingham Diagram Web Project by Haiyong Li, San Joseé University, College of Engeneering <http://www.engr.sjsu.edu/ellingham/>
- [9] I.L. Svensson, M. Wessen, in: B.G. Thomas, C. Beckermann (Eds.), Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VIII, The Metallurgical Soc., Warrendale, PA, 1998, p. 443.
- [10] D.D. Double and A Hellawell, Acta Metallurgica, 22(1974) p.481.
- [11] Ch. Charbon, M. Rappaz, in: G. Lesoult, J. Lacaze (Eds.), Physical metallurgy of Cast Iron V, Scitec Publications, Switzerland, 1997, pp. 453–460.
- [12] Stefanescu DM, Qui HQ, Chen CH. Effects of selected metal and mold variables on dispersed shrinkage in SG cast iron. AFS Trans 1995;103:189–197.
- [13] L. Beltran-Sanchez, D.M. Stefanescu, Metall. Mater. Trans. 35A (2004)
- [14] Fras E., W. Kapturkiewicz and A. A. Burbielko, 1993a, in: Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes-VI, T. S. Piwonka, V. Voller and L. Katgerman editors, TMS, Warrendale Pa. p.261
- [15] Adrian Udriou, “The Use of Thermal Analysis for Process Control of Ductile Iron”, Seminar NovaCast 2002 Sweden
- [16] J. Zhou, W. Schmitz and S. Engler: Giesserei-Forschung, 39 (1987)
- [17] Alexander J. Blake, William Clegg Crystal Structure Analysis: Principles and Practice, Oord University Press, USA, August 2009, 2a ed.
- [18] ATAS® – Adaptive Thermal Analysis System – User’s Manual, Novacast Foundry Solution, Ronneby, Se
- [19] John A. Jaszczaka, George W. Robinsonb, Svetlana Dimovskic, Yury Gogotsic; “Naturally occurring graphite cones” Carbon 41 (2003) 2085–2092
- [20] Itofuji Haruki, Masutani Ayumi; “Abnormal Graphitization in Spheroidal Graphite Cast Iron and Its Preventive Methods: Nucleation and Growth Behaviour of Chunky Graphite in Heavy Section Casting”, Journal of Japan Foundry Engineering Society, VOL.76;NO.2;PAGE.98–106(2004)
- [21] Itofuji Haruki; “Proposal of site theory”, American Foundrymen’s Society, Inc. (USA), pp. 79-87, 1997 IL 60016-8399, USA 0-87433-176-5
- [22] S. Karsay, in: H.D. Merchant (Ed.), Recent Research on Cast Iron, Gordon and Breach, New York, 1968, p. 215.
- [23] Rikard Källbom; “Chunky Graphite In Ductile Iron Castings”, Novacast Seminar Denmark 18–19 October 2006
- [24] J. Sertucha, R. Suarez, I. Asenjo, P. Larranaga, J. Lacaze, I. Ferrer, S. Armendariz; “Experimental investigation by thermal analysis of the formation of chunky graphite during solidification of heavy-section spheroidal graphite cast iron parts.”, ISIJ International, 49 (2009) 220–228
- [25] I. Asenjo, P. Larranaga, J. Sertucha, R. Suarez, J.-M. Gomez, I. Ferrer, J. Lacaze; “Effect of mould inoculation on the formation of chunky graphite in heavy-section spheroidal graphite cast iron parts.”, International Journal of Cast Metals Research, 20 (2007) 319–324
- [26] P. Larranaga, I. Asenjo, J. Sertucha, R. Suarez, I. Ferrer, And J. Lacaze; “Effect of Antimony and Cerium on the Formation of Chunky Graphite during Solidification of Heavy-Section Castings of Near-Eutectic Spheroidal Graphite Irons”, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2009
- [27] W.F. Shaw & B.T. Blatzer, Ductile Iron Society Meeting 6/14/01
- [28] Graphite nodule count and size distribution in thin-walled ductile cast iron, Karl Martin Pedersen and Niels S. Tiedje; Department of Manufacturing Engineering and Management, Technical University of Denmark, Produktionstorvet, DK-2800 Kgs. Lyngby, Denmark
- [29] On the solidification sequence of ductile iron castings containing chunky graphite, Rikard Källbom, K. Hamberg, M. Wessén and L.-E. Björkegren

Deutsche Bearbeitung aus dem Englischen:

DI Suat Sönmez, M.Sc.
 Lehrstuhl für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben
 A-8700 Leoben | Franz-Josef-Straße 18
 Tel. +43 (0)3842 402 3303
 E-Mail: sönmez_suat@hotmail.com

Kontaktadressen des Autors:

Dipl.-Ing. Adrian Udriou | Senior Consultant
 Satef Hüttenes Albertus Spa
 36100-Vicenza (Italy) | Viale della Scienza 78/80
 Tel.: 0039 (0)444 337 423 | Fax: 0039 (0)444 348500
 E-Mail: mquandroiu@tiscali.it

Dipl.-Ing. Adrian Udriou
 35010-LOREGGIA(PD) Italy | Indirizzo Via degli Alpini 10/2
 Tel.: 0039 2860 5837 | E-Mail: mquandroiu@tiscali.it

voestalpine
 GIESSEREI TRAISEN GMBH

www.voestalpine.com/giesserei_traisen

Klimaschutz durch Energieeffizienz Abwärmenutzung an einem Kupolofen bei GF Automotive *)

Climate Protection through Energy Efficiency – Waste Heat Recovery on a Cupola at GF Automotive



Mathias Lueben, M.Sc.,

Studium der Gießereitechnik an der Universität Duisburg-Essen. Arbeitet seit seinem Abschluss im August 2010 als Assistent der Schmelzerei bei Georg Fischer in Singen/D.

Schlüsselwörter: Kupolofen, Eisenguss, Rekuperator, Wärmerückgewinnung

In einer Kupolofenschmelzerei liegt es in der Natur des Verfahrens, dass eine enorme Menge Abwärme entsteht. In Zeiten steigender Energiepreise und Ressourcenknappheit gilt es, solche ungenutzten Vorräte zu lokalisieren und möglichst effizient zu nutzen. Von daher beschloss man schon im Jahre 2008 bei der Georg Fischer Automobilguss GmbH in Singen/D eine effiziente Nutzung der überschüssigen Abwärme.

Nach einer Phase der Ideenfindung entschied man sich aufgrund der strategisch günstigen Lage, nämlich in direkter Nachbarschaft, für eine Zusammenarbeit mit der Firma Maggi, Nestle Deutschland am Standort Singen. Die Firma Maggi nutzte in der Vergangenheit einen Erdgasbrenner zur Erzeugung von Heißdampf für den Einsatz in der Lebensmittelproduktion.

Schon seit 1998 wurde durch die Installation eines Thermoölkühlers in der GF-Schmelzerei die Abwärmenutzung zur Heißwassererzeugung ermöglicht; dieses wird seitdem in den Duschräumen und im Heizungssystem verwendet. Als Energieeinsparung betrachtet entspricht dies inklusive der Heißwindvorwärmung einer Nutzung von ca. 8 MW. Betrachtet man die Energiebilanz der Schmelzerei, verblieben ca. 20 MW als ungenutztes Potential.

Um diese Nutzung wiederum zu ermöglichen, wurde auf Seiten von Georg Fischer ein neuer Rekuperator installiert. Dieser Rekuperator besteht aus drei Segmenten: eines zur Heißwinderwärmung und die beiden weiteren zur Erwärmung des Thermoöls (**siehe Abb. 1**).

Das Öl wird dort von ca. 165 °C auf ca. 260 °C mit einer Durchflussmenge von ca. 300 m³/h erwärmt. Der Transport des erwärmten Thermoöls verläuft anschlie-

ßend über ein ca. 400 m langes Rohrleitungssystem in das Pumpenhaus der Firma Maggi. Dort angekommen, fließt es durch einen Sicherheitswärmetauscher, um die Einhaltung der strengen Reinheitsvorgaben in der Lebensmittelindustrie zu gewährleisten, der die gespeicherte Energie an das Speisewasser eines Dampfkessels übergibt. Der in diesem Kessel erzeugte Dampf wird mit einer Menge von max. 18 t/h in der Produktion von Lebensmitteln zur Sterilisation sowie Trocknung eingesetzt. Um eine auch weiterhin voneinander unabhängige Produktion zu ermöglichen, wurde auf Seiten von Georg Fischer die Anlage so ausgelegt, dass bei einem Stillstand der Produktion bei Maggi die Abwärme kontrolliert abgegeben werden kann. Auf der anderen Seite im Kesselhaus von Maggi besteht als Backuplösung ein Erdgasbrenner, der die Dampfproduktion in gleichem Umfang ermöglicht.

Dieses vom Bundesministerium für Umwelt geförderte und mit dem Umweltpreis für Unternehmen des Landes

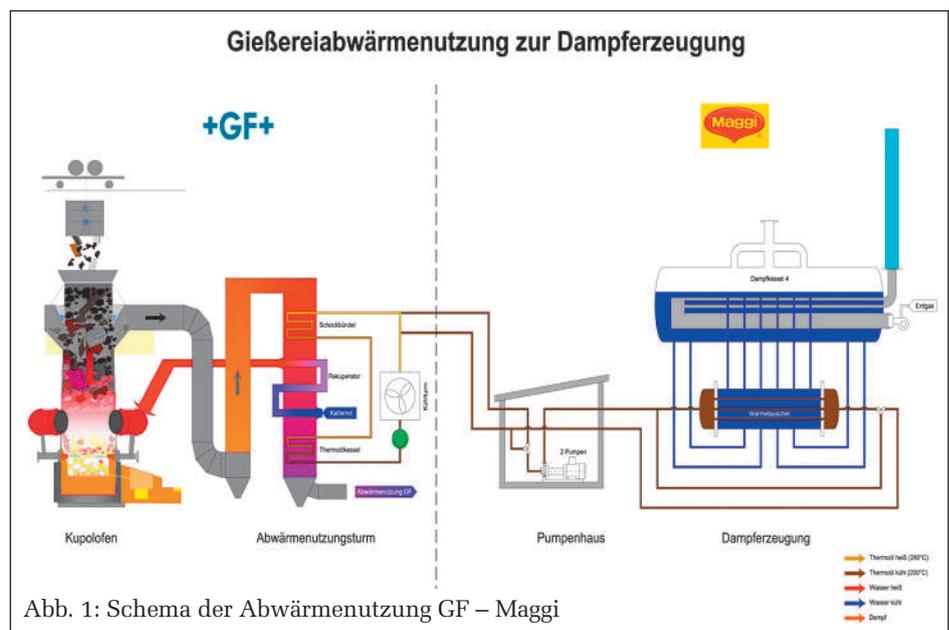


Abb. 1: Schema der Abwärmenutzung GF – Maggi

Baden-Württemberg 2010 im Wirtschaftssektor Industrie ausgezeichnete Projekt erzielt eine Vermeidung von 11.000 – 14.000 t CO₂ pro Jahr, dies entspricht zur Vermeidung der durchschnittlichen Emission von ca. 9.000 PKW pro Jahr.

Über die gesamte Projektlaufzeit aufsummiert beträgt die abgegebene Energiemenge bis zum heutigen Tage ca. 150.000 MWh. Eine große Summe, die sowohl für die beteiligten Unternehmen als auch für die Umwelt der Definition von Win-Win entspricht.

Kontaktadresse:

Georg Fischer Automobilguss GmbH
D-78224 Singen | Julius-Bührer-Strasse 12
Tel. +49 (0)7731 886 814 | Fax +49 (0)7731 886 98814
E-Mail: mathias.lueben@georgfischer.com | www.gfau.com

*) Vorgetragen auf der 57. Österr. Gießereitagung am 12. April 2013 in Leoben.

Tagungsvorschau

FFP® Formstoffe – Formverfahren – Produktverbesserung

Programm 10. Duisburger Formstofftage®

Berichte aus Wissenschaft und Praxis

18./19. Februar 2014



Dienstag, 18. Februar 2014

09.00 Uhr Eröffnung

Prof. Dr.-Ing. Heinz-Josef Wojtas,
Ingenieurbüro, Xanten

Formstoffe – Formverfahren – Produktverbesserung

Prof. Dr.-Ing. Paul-Josef Mauk,
Studiendekan, Fakultät f. Ingenieurwissenschaft, Universität Duisburg-Essen
Stand der Ausbildung in Gießereitechnik, Metallurgie und Umformtechnik am Standort Duisburg

09.15 Uhr Möglichkeiten und Grenzen der Individualisierung von Cold-Box-Bindern

Dr. Marta Sipos, Furtenbach GmbH, Wiener-Neustadt

09.55 Uhr Umweltfreundliche und hoch effiziente Bindersysteme für Formherstellung – Erfahrungen aus der Praxis

Dipl.-Ing. Antoni Geniec,
ASK Chemicals, Hilden

10.35 – 11.00 Uhr Pause

11.00 Uhr Anwendung Intelligenter Datenanalysen in Gießereien

Prof. Dr. Johannes Gottschling, Universität Duisburg-Essen; *Dr.-Ing. Christine Bartels,* Claas Guss GmbH, Gütersloh

11.40 Uhr Zurückgewinnung von Bentonit aus Gießereistäuben

Dipl.-Ing. Cornelis Grefhorst,
S & B Industrial Minerals GmbH, Marl

12.20 Uhr Vollständig verkettete anorganische Kernfertigung in der Zylinderkopffertigung bei Volkswagen

Dr.-Ing. Ferdinand Hansen, Gießerei Hannover, VOLKSWAGEN AG, Hannover

13.00 – 14.00 Uhr Mittagspause

14.00 Uhr Optimierung der Sieblinie durch Konfektionierung

Dr. Hanna Maria Görke, Dr. Jörg Ulrich Zilles, Dipl.-Ing. Marc Demary, Quarzwerke GmbH, Frechen

14.40 Uhr Mechanische Regenerierung – Die Wirtschaftlichkeit dargestellt an Hand qualitativer und quantitativer Erfahrungen

Dipl.-Ing. Huub van der Weiden,
GEMCO Engineers B.V., Eindhoven/NL

15.20 – 15.50 Uhr Pause

15.50 Uhr Proben pressen oder Probenrammen: Einfluss der Prüfkörperdichte auf die Formstoffeigenschaften

Dipl.-Ing. Hubert Kerber, Österreichisches Gießerei-Institut (ÖGI), Leoben/A

16.30 Uhr Reduzierung von strömungsbedingten Gussfehlern

Dipl.-Ing. Stephan Giebing u. Dipl.-Ing. Andreas Baier, Foseco Germany – Vesuvius GmbH, Borken

17.15 Uhr bis ca. 18.30 Uhr

Einladung der Firma „Hüttenes-Albertus Belgien/Netherland“ zu einem kleinen Umtrunk in den Fluren des Institutes

ca. 18.30 Uhr Abendessen

Mittwoch, 19. Februar 2014

08.30 Uhr Ökobilanz – Vergleich von Inotec mit klassischen Bindersystemen

Dr. Jens Müller, ASK Chemicals, Hilden

09.10 Uhr Kernschießsimulation – Zum ökonomischen und ökologischen Vorteil der Gießerei

Dipl.-Ing. Cristof Nowaczyk,
ASK Chemicals, Hilden

09.50 – 10.20 Uhr Pause

10.20 Uhr Reduzierung von Graphitentartung durch Optimierung des Formstoffsystems

Dipl.-Ing. Norbert Schütze,
Foseco Germany – Vesuvius GmbH, Borken

11.00 Uhr Statistische Versuchsplanung – Ein Werkzeug zur Kosten- und Zeiteinsparung

Dr.-Ing. Udo Pohlmann,
Hüttenes-Albertus, Düsseldorf

11.40 Uhr Herstellung von hochkomplexen Kurbelgehäusen – Einblick in die Fertigung der EW Brühl

Teil I: Dipl.-Ing. Ralph Wegener,
EW Brühl, Brühl

12.20 – 13.10 Uhr Mittagspause

13.10 Uhr Herstellung von hochkomplexen Kurbelgehäusen – Einblick in die Fertigung der EW Brühl

Teil II: Dipl.-Ing. Amine Serghini,
Hüttenes-Albertus, Düsseldorf

13.50 Uhr Modulare Schlichteaufbereitung für multiple Prozesse in der Gießereiindustrie

Dipl.-Ing. Langenbusch, OAS AG

14.30 Uhr Abschlussdiskussion

Über 20 Aussteller aus Zuliefer- und Dienstleistungsunternehmen werden das umfangreiche Informationsangebot erweitern.

Veranstaltungsort:
Universität Duisburg-Essen,
D-47119 Duisburg-Laar,
Friedrich-Ebert-Straße 12

Teilnahmegebühr:
€ 350,- inkl. 19 % MwSt.

Anmeldung und weitere Informationen:
www.formstofftage.de

71. Gießerei-Weltkongress – Vorschau

„Fortschrittliche
und nachhaltige
Gießerei-Industrie“

Vorläufiges Übersichtsprogramm
19. bis 23. Mai 2014,
Bilbao/Spanien

www.71stwfc.com



| Schedule | 8:00 | 9:00 | 10:00 | 11:00 | 12:00 | 13:00 | 14:00 | 15:00 | 16:00 | 17:00 | 18:00 | 19:00 | 20:00 | 21:00 | 22:00 | 23:00 | |
|-------------------------|------|----------------------------------|---------------------------------|-----------|----------------------------|----------------|------------------|----------------------------------|---|-------|-------|-------|-------|-----------------------|-------|-------|--------------------|
| Sunday 18 May | | | Congress Registration | | | | | | | | | | | WFO Represent. Dinner | | | |
| | | | WFO Executive Committee Meeting | | WFO Past President Meeting | | | International Committees Meeting | | | | | | | | | |
| | | | | City Tour | | | | | International Foundry Exhibition (Arrangements) | | | | | | | | |
| Monday 19 May | | Congress Registration | | | | | | | | | | | | | | | |
| | | | Opening Ceremonies | | Lunch | | Keynote Lectures | | | | | | | | | | Gala Dinner |
| | | | | | | Poster Display | | | International Foundry Exhibition | | | | | | | | |
| Tuesday 20 May | | Technical Sessions | | Lunch | Technical Sessions | | | | | | | | | | | | |
| | | Poster display | | | | | | | | | | | | | | | Foundrymen's Night |
| | | Accompanying Persons Programme | | | | | | | | | | | | | | | |
| | | International Foundry Exhibition | | | | | | | | | | | | | | | |
| Wednesday 21 May | | Technical Sessions | | Lunch | WFO General Assembly | | | | | | | | | | | | |
| | | | Young Students Seminar | | | | | | | | | | | | | | |
| | | Poster display | | | | | | | | | | | | | | | Closing Ceremony |
| | | Accompanying Persons Programme | | | | | | | | | | | | | | | |
| | | International Foundry Exhibition | | | | | | | | | | | | | | | |
| Thursday 22 May | | Industrial Visits | | | | | | | | | | | | | | | |
| Friday 23 May | | Post Congress Tours | | | | | | | | | | | | | | | |

Veranstaltungskalender

Weiterbildung – Seminare – Tagungen – Kongresse – Messen

Das Weiterbildungsangebot für das 1. Halbjahr 2014 der VDG-Akademie des Vereins Deutscher Giessereifachleute lag zu Redaktionsschluss dieses Heftes leider noch nicht vor. Das Programm wird jedoch ab Anfang 2014 von der Internetseite abrufbar sein: www.vdg-akademie.de

Internationale Veranstaltungen:

Datum: Ort: Thema:

2014

| | | |
|-------------------|-------------------|---|
| 14./16.01. | Nürnberg | EUROGUSS (www.euroguss.de) mit 14. Int. Deutschem Druckgusstag |
| 28.01. | Bochum | 14. Int. CAR-Symposium (www.car-symposium.de) |
| 28.01. | Frankfurt a.M. | Bionik als Methode zur Ideengenerierung (www.vdi-wissensforum.de) |
| 29.01. | Frankfurt a.M. | Leichtbau von Bauteilen mit bionischen Methoden (www.vdi-wissensforum.de) |
| 06./07.02. | Düsseldorf | Systematische Technologie-, Markt- u. Wettbewerbsanalysen erstellen (www.vdi-wissensforum.de) |
| 11./12.02. | München | 1. VDI-Tagung „Gießen von Fahrwerks- u. Karosseriekomponenten“ www.vdi-wissensforum.de |
| 18./19.02. | Duisburg | 10. Duisburger Formstofftage (heinz-josef.wojtas@uni-due.de) |
| 11./15.03. | Düsseldorf | METAV 2014 (www.metav.de) |
| 25./26.03. | München | Konstruieren mit Hochleistungswerkstoffen (www.vdi-wissensforum.de) |
| 08./11.04. | Karlsruhe | PaintExpo Int. Leitmesse f. industrielle Lackiertechnik (www.paintexpo.de) |
| 08./11.04. | Schaumburg (USA) | 118 th AFS Metalcasting Congress (www.afsinc.org) |
| 24./25.04. | Bad Ischl | 58. Österr. Gießereitagung (office@ogi.at) |
| 06./08.05. | Karlsruhe | Friction, Wear and Wear Protection (www.dgm.de) |
| 06./09.05. | Stuttgart | Int. Leitmesse für Qualitätssicherung 28. CONTROL (www.control-messe.de) |
| 14./15.05. | Erfurt | RapidTech Int. Fachmesse u. Anwendertagung f. Rapid-Technologien (www.rapidtech.de) |
| 14./15.05. | Köln | Betriebsfestigkeitsberechnung (www.vdi-wissensforum.de) |
| 15./16.05. | Hamburg | Große Gießereitechnische Tagung 2014 (Info: ingeborg.klein@bdguss.de) |
| 19./21.05. | Bilbao (E) | 71. WFC World Foundry Congress 2014 (www.thewfo.com) |
| 20./21.05. | Frankfurt/M. | Bruchmechan. Festigkeitsnachweis f. Maschinenbauteile (www.vdi-wissensforum.de) |
| 21./23.05. | Leoben | ÖGI-Seminar „Druckguss-Technologie“ (www.ogi.at) |
| 20./22.05. | Paris | eCarTec Paris 2014 |
| 03./06.06. | Moscow | Metallurgy Litmash – Tube Russia – Aluminium/Non-Ferrous (www.metallurgy-tube-russia.com) |
| 11./14.06. | Verona (I) | Metef – Foundeq |
| 23./26.06. | Graz | 8 th Europ. Continuous Casting Conference (www.eccc2014.org) |
| 24./26.06. | Stuttgart | parts2clean Int. Leitmesse f. industrielle Teile- u. Oberflächenreinigung (www.parts2clean.de) |
| 25./28.08. | Frankfurt/M. | Arbeitsschutz Aktuell mit XX. Weltkongress f. Sicherheit u. Gesundheit bei der Arbeit: Globales Forum Prävention (www.arbeitsschutz-aktuell.de) |
| 16./20.09. | Stuttgart | AMB Int. Messe f. Metallbearbeitung (www.amb-messe.de9) |
| 23./25.09. | Darmstadt | MSE 2014 Materials, Science and Engineering (www.dgm.de/dgm) |
| 07./09.10. | Düsseldorf | Aluminium 2014 (www.aluminium-messe.com) |
| 2015 | | |
| 20./22.01. | Nürnberg | 15. Int. Deutscher Druckgusstag |
| 21./23.04. | Columbus (USA) | 119 th Mtalcasting Congress (www.afsinc.org) |
| 15./20.06. | Düsseldorf | GIFA, METEC. THERMPROCESS, NEWCAST (www.gifa.de) mit WFO-Techn. Forum und NEWCAST-Forum |
| 14./16.09. | Dresden | DGM-Werkstoffwoche (www.dgm.de/dgm-info/newsletter) |
| 2016 | | |
| 16./19.04. | Minneapolis (USA) | CastExpo '16 (www.afsinc.org) |

Für die Angaben übernimmt die Redaktion keine Gewähr!



Aus dem Österreichischen Gießerei-Institut des Vereins für praktische Gießereiforschung in Leoben

Schulung „Druckguss-Technologie“ am ÖGI

Im Jahr 2013 wurde aufgrund der hohen Nachfrage aus der Industrie ein am ÖGI neuartiger Kurs im Fachbereich Druckguss ins Leben gerufen. In Rücksprache mit der Industrie und erfahrenen Druckgusstechnologen wurde auf den Bedarf an neuen Qualifizierungsmöglichkeiten im Bereich Druckguss eingegangen. Die schwierige Anforderung an den Kursinhalt war es, einerseits Neulingen eine Grundlage und Weiterbildung, als auch erfahrenen Gießern und Technologen eine Auffrischungs- und Fortbildungsmaßnahme anbieten zu können. Es wurde ein dreitägiges Seminar ins Leben gerufen, das sowohl die theoretischen Grundlagen, Möglichkeiten der Prozessoptimierung bis hin zu praktischen Gießversuchen umfasst. Als Teilnehmerkreis wurde der Kurs sowohl auf die Praktiker, sprich ab Meister- oder Vorarbeiterebene, als auch auf Technologen sowie Konstrukteure, Einkäufer und Maschinen-Einsteller zugeschnitten.

Im Mai und September konnten die ersten beiden Druckguss-Schulungen mit einer Gesamtteilnehmerzahl von 24 Personen, darunter zwei Damen, mit äußerst erfolgreichen Theorie-Abschlussprüfungen abgeschlossen werden. In den drei Tagen konnten die Teilnehmer einerseits die Grundlagen des Druckgießens erlernen, andererseits von den neuesten Erkenntnissen aus jüngsten Forschungsarbeiten

profitieren. Um die gießtechnischen Probleme und Gegebenheiten von Grund auf zu verstehen, wurden anhand eines realen Strukturbauteils sowohl die Auslegung, die gießtechnische Simulation, sowie der Abguss des Bauteils von den Teilnehmern im ÖGI Gießerei-Technikum durchgeführt und ausgewertet. Es bot sich hierbei die Möglichkeit, direkt an der Druckgießmaschine Einstellungen, Versuchsparameter, Verbesserungen als auch Verschlechterungen selbst vorzunehmen und daraus zu lernen, was im Produktionsbetrieb in der Industrie meist nicht möglich ist. Neue und gießtechnisch bereits bewährte Methoden, wie Computertomographie, Radioskopie, Unterdruckdichteproofung, Wasserstoffdirektmessung, thermische Analyse uvm. konnten ebenso kennen gelernt und zum Teil angewandt werden.

Um eine lockere und produktive Atmosphäre während des Kurses zu ermöglichen, wurde der erste Schulungstag mit einem urigen Gießabend und der Möglichkeit zur lockeren Diskussion beendet.

Aufgrund der durchwegs positiven Rückmeldungen und Bewertungen beider Kurse, die weit über dem erwarteten Niveau waren, wird auch im Jahr 2014 der Kurs wieder abgehalten werden. In den folgenden Reaktionen dürfen wir ein paar Teilnehmer stellvertretend zu Wort kommen lassen:

- „Diese Schulung hat mir viele interessante Ansätze für die Verbesserung der VQP-Arbeit in meinem Bereich aufgezeigt. Vielen Dank nochmals für die wunderbare Schulung und viele Grüße an die Mannschaft.“

Barbara Mayer, Fa. Bosch, Einkauf

- „Das Gelernte unterstützt mich bei der Findung der optimalen Gießparameter und man kann sich die Wirkweise der unterschiedlichen Parameter besser vorstellen.“

Sebastian Potempa,
BMW Landshut, Technologie

- „Die Schulung war wirklich Spitze! In den 3 Tagen am ÖGI wurde sehr intensiv und umfassend über das Themenfeld rund um den Druckguss informiert und entsprechend den Teilnehmern in verschiedenste Richtungen wichtige Anstöße gegeben. Die äußerst kompetenten Referenten – alle Spezialisten auf ihrem Gebiet – sorgten für einen wertvollen Wissensvorsprung. Dabei konnten fachliche Probleme sehr offen diskutiert werden. Sehr interessant für mich waren auch die Tipps und Tricks aus dem praktischen Gießereibetrieb! Die angenehme Atmosphäre und das Rahmenprogramm, wie z.B. die Führung durch das ÖGI und der urige Gießabend, rundeten die gelungene Veranstaltung noch ab.“

Ulrike Wörnle, Daimler AG,
Leichtbau Gusstechnologie



Turnus Mai 2013



Turnus September 2013

Zwei ACR-Institute – das ÖGI und das OFI – im Fahrtwind der Formel 1

Die Formel 1 Rennstrecke in Spielberg (Steiermark) heißt jetzt „Red Bull Ring“. Passend zum neuen Namen wurde eine Skulptur aufgestellt, die einen 15 Meter großen rostfarbenen Stier in einem glänzenden Bogen darstellt. ÖGI und OFI unterstützten die Künstler bei der technischen Umsetzung.



Der Stier von Spielberg: Für seine Konstruktion leisteten ÖGI und OFI Beratung.
(Fotos: Peter Liepert, Gerhard Schindlbacher)



Feierlich eingeweiht wurde die Skulptur am 14. September 2013, entworfen von den steirischen Künstlern Clemens Neugebauer und Martin Kölldorfer. Der Eröffnung gingen mehrere Jahre künstlerischer und technischer Arbeiten voraus; allein die Konstruktion und das Aufstellen der Skulptur dauerten eineinhalb Jahre. Die Stierskulptur inklusive Bogen ist 17,2 Meter hoch und wiegt 100 Tonnen.

Der Stier besteht aus einer „Haut“ aus rund 1.700 verschweißten Corten-Stahlplatten und einem tragenden Gerüst aus Schwarzstahl in Form eines Skeletts. Cortenstahl ist ein rostfreier Stahl, der nur oberflächlich rostet und so der Skulptur ihre Farbe gibt. Der Bogen besteht aus Aluminium mit speziell applizierten Farbelementen. Das Beton-Fundament für die Skulptur, in dem

44 Tonnen Bewehrungsstahl enthalten sind, wiegt 950 Tonnen. Das Horn des Stiers ist aus Aluminium gegossen, hat eine Spannweite von sieben Metern und ist blattvergoldet. Das ist nach wie vor die haltbarste Form der Oberflächenbeschichtung im Freien. Die verwendete Goldmenge entspricht ca. einer Wiener Philharmoniker-Münze.

Bei der Realisierung des Projekts bekamen die Künstler Unterstützung von Seiten des Österreichischen Gießerei-Instituts (ÖGI) und des Österreichischen Forschungsinstitutes für Chemie u. Technik (OFI), das auf Initiative des ÖGI hinzugezogen wurde.

Das ÖGI beriet die Künstler unter anderem bei der Legierungsauswahl und bei der gießtechnischen Fertigung und simulierte den Abguss vorab. Das OFI entwickelte in Zusammenarbeit mit den Künstlern die op-

timale Oberflächenbehandlung des Aluminiumgussbogens.

Der Bogen ist eine selbsttragende Konstruktion aus 83 im „Lost Foam Guss“ hergestellten Aluminiumteilen. Diese Aluminiumteile wurden zu Segmenten verschweißt und dann miteinander verschraubt. Die Positivformen für den Guss wurden aus speziellem vergasungsfähigem Styropor nach CAD Dateien von einem Roboter gefräst. Für die Farbe des Bogens sind nanogecoatete Pigmentflitter mit Hochglanz-Goldeffekt und Eisenpigmente in verschiedenen Farbtönen verantwortlich, die zum rostfarbenen Stier passen. Die Pigmente wurden nach Zusammenbau der Skulptur am fertig errichteten Bogen mit einem speziellen Klarlack appliziert, der sowohl als Bindemittel als auch als Beschichtung diente.

www.ogi.at, www.ofi.at

LTC GmbH und ÖGI - Gewinner des ACR Kooperationspreises 2013

Die auf Leichtbau spezialisierte LTC GmbH in der Steiermark erkannte früh das Potenzial des Verfahrens *Magnesium-Thixomolding*® für den Automobilbau. Mit dem Österreichischen Gießerei-Institut optimierte das KMU den Prozess und die Produktionsanlage zur Serienproduktion von z.B. Strukturbauteilen für Fahrzeuge und baute die Marktführerschaft weiter aus. Dahinter stand ein zweijähriges Forschungsprojekt.

Ziel von Leichtbau ist die Einsparung von Rohstoffen und Kosten bei der Herstellung und bei der Nutzung eines Produkts. Besonders bei Fahrzeugen können auf diese Weise die

Betriebskosten reduziert bzw. die Leistung erhöht werden, der Kraftstoffverbrauch sinkt. Die Nachfrage nach Leichtbauwerkstoffen steigt rasant.

Auf die Produktion und Weiterentwicklung von Leichtbauwerkstoffen aus Magnesium hat sich ein junges steirisches Unternehmen mit 20 Mitarbeitern spezialisiert: Die LTC GmbH

ist Zulieferer für die Automobilindustrie mit einem Exportanteil von 90 %.

Wolfgang Prein, Prokurist von LTC: „Wir haben uns auf die Technologie *Magnesium-Thixomolding*® spezialisiert. Bei diesem Verfahren wird Magnesiumgranulat in einer Extrusionsschnecke verdichtet, teilgeschmolzen und anschließend mit Hochdruck in eine metallische Form gegossen. Den teilaufgeschmolzenen Zustand des Magnesiums in der Schnecke nennt man ‚thixotrop‘. Die im Thixomolding-Verfahren hergestellten Gussteile zeichnen sich insbesondere durch hohe Maßgenauigkeit und geringe Porosität aus. Die LTC GmbH ist in Europa Marktführer auf diesem Gebiet. Wir haben die weltweit einzige Magnesium-Thixomolding-Großserienproduktion im Dreischichtbetrieb für die Automobilindustrie.“

Das Problem: Die Anlagen haben eine Schwachstelle, das Barrel, also den elektrisch beheizten Zylinder, in dem sich die Extrusionsschnecke befindet. Die Barrels halten der Dauerbelastung im Betrieb nicht stand und brechen, oft schon nach 100.000 Bauteilen. Dabei sollen Stückzahlen bis zu einer Mio. ohne Unterbrechung produziert werden können. Der Ersatz eines Barrels ist kosten- und zeitintensiv: Der einzige Lieferant sitzt in den USA, die Beschaffung verursacht Stillstandszeiten und erschwert die Planbarkeit für den Kunden.

Innovation war angesagt: LTC wandte sich an den Forschungsexperten der Branche, das Österreichische Gießerei-Institut (ÖGI) in Leoben, Mitglied der Austrian Cooperative Research (ACR). Das Projekt war eine Herausforderung an Konstruktion und Werkstoff, da hohe Temperaturen, große Innendrucke und Verschleiß auf das Barrel einwirken. „Die ursprünglich eingesetzten Barrels bestanden aus zwei Metallrohren. Die Innovation besteht in der Entwicklung eines einteiligen Barrels, das stabiler ist und wesentlich widerstandsfähiger gegen Risse und Brüche“, erklärt Gerhard Schindelbacher, Leiter des ÖGI.

Das Barrel wurde – im Rahmen eines zweijährigen FFG-Projekts – in mehreren Schritten verbessert. Die hohen Belastungen, denen das Barrel ausgesetzt ist, wurden kompensiert. So wurde zum Beispiel ein Werkstoff aus Stahl ausgewählt, der, mit Kobalt



ACR-Kooperationspreisverleihung anlässlich der ACR-Enquete am 15. Oktober 2013 in der WKÖ. V.l.n.r.: Sektionschef Dr. M. Losch (Wirtschaftsministerium), Geschf. DI G. Schindelbacher, Prof. Dr. P. Schumacher u. DI B. Panzirsch (ÖGI-Team), Geschf. Dr. S. Gabler, Prok. W. Prein u. Chefkonstr. Chr. Platzer (LTC-Team), sowie ACR-Präsident DI M. Leitl
(Foto ACR / J. Brunnbauer)



LTC-Chefkonstrukteur Christian Platzer (Mitte), Rainer Platzer (links) und Daniel Weninger (rechts) bei der Begutachtung eines Barrels
(Foto LTC GmbH)

legiert, keine Korrosionsprobleme hat. Das neue Barrel bewältigt die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten und die inhomogene Spannungsverteilung.

Das ÖGI brachte LTC auch mit einer obersteirischen Firma zusammen, die das Barrel produzieren kann. „Wir konnten nicht nur eine weltweit innovative und funktionelle Barreltechnik entwickeln. Dank der Produktion in Österreich sind auch die Lieferzeiten für Barrels kürzer und die Kosten geringer. Das sichert die weltweite Wettbewerbsfähigkeit von LTC und just-in-time Lieferungen an die Automobilindustrie. Die Barrels, die während des Projekts produziert wurden, laufen gerade zu

Testzwecken unter Serienproduktionsbedingungen – und zwar ohne Ausfälle und Probleme. Gleichzeitig konnten wir eine Methode entwickeln, wie man die alten Barrels bis zu einem gewissen Grad reparieren kann“, so Schindelbacher vom ÖGI. „Die Produktionskosten der Barrels konnten um 40 % gesenkt werden, gleichzeitig halten die Barrels länger. Zudem konnte die Lieferzeit von zwölf Monaten auf drei Monate verkürzt werden. Nach dieser erfolgreichen Zusammenarbeit planen wir weitere Werkstoffentwicklungen mit dem ÖGI“, ergänzt Chefkonstrukteur Christian Platzer von LTC.

Für die Auszeichnung mit dem ACR Kooperationspreis 2013 sprach

vor allem der große Nutzen für das Unternehmen durch die Innovation. „Das ÖGI löste für LTC ein reales Problem und LTC konnte seine Marktführerschaft weiter ausbauen. Eine US-amerikanische Technologie und Produktion konnte durch eine effizientere österreichische Lösung ersetzt werden“, so Juryvorsitzender Rudolf Lichtmanegger von der Wirtschaftskammer Österreich bei der Preisübergabe anlässlich der ACR-Enquete am 15. Oktober 2013 in der Wirtschaftskammer Österreich.

Die LTC Leichtbau Technologie Center GmbH

mit Sitz in Lebring in der Südsteiermark ist Hersteller von Magnesium-Thixomolding Bauteilen. Das Unternehmen hat 20 Beschäftigte, steigende Umsatzzahlen, eine Forschungsquote von über 15 % (2012) und einen Exportanteil von 90 %. Exportiert wird hauptsächlich nach Deutschland, Frankreich und Tunesien.
www.ltc-gmbh.at

Das Österreichische Gießerei-Institut (ÖGI)

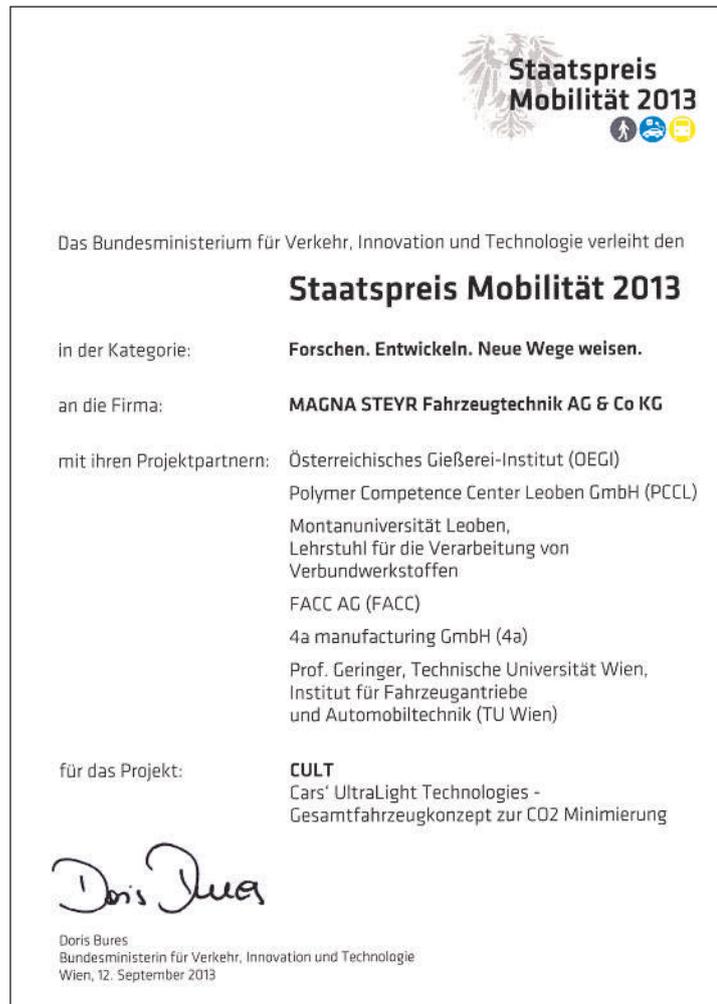
mit Sitz in Leoben (Steiermark) wurde 1954 gegründet und ist das außeruniversitäre Gemeinschaftsforschungsinstitut der österreichischen Gießereindustrie, vom Rohstoff bis zu fertig gegossenen Bauteilen und deren Anwendung. Das ÖGI ist als Prüfstelle für 35 Prüfverfahren akkreditiert.
www.ogi.at

Die Austrian Cooperative Research (ACR)

wurde 1954 gegründet und ist ein Netzwerk von 18 außeruniversitären kooperativen Forschungseinrichtungen der österreichischen Wirtschaft mit insgesamt über 600 MitarbeiterInnen und jährlich ca. 25.000 Aufträgen, 2/3 davon für KMU-Kunden. 2012 erwirtschaftete das ACR-Netzwerk einen Umsatz von 58,2 Mio. Euro. Als Innovationsbegleiter und Forschungsexperte für KMU bietet die ACR angewandte Forschung, Entwicklung, Innovation (FEI), Technologietransfer, Förderberatung sowie hochwertiges Prüfen und Messen. Die ACR bündelt ihre Kompetenzen in vier technologischen und einem wirtschaftswissenschaftlichen Forschungsschwerpunkt: nachhaltiges Bauen; Lebensmittelqualität & -sicherheit; Umwelttechnik & erneuerbare Energien; Produkte, Prozesse, Werkstoffe und Innovation & Wettbewerbsfähigkeit.
www.acr.ac.at

**Staatspreis Mobilität 2013
ging an Automobil-Leichtbau-Projekt Cult
Das Österreichische Gießerei-Institut war mit dabei**

Die Magna Steyr Fahrzeugtechnik entwickelte mit Forschungspartnern aus dem Automobilbau einen ultraleichten Kleinwagen mit Erdgasantrieb, der deutlich weniger CO₂ ausstößt. Das Österreichische Gießerei-Institut war bei dem Projekt für Leichtbaukonzepte mit Gussteilen verantwortlich.



Am 12. September verlieh Innovationsministerin Doris Bures den „Staatspreis Mobilität 2013“. Gewinner in der Kategorie „Forschen. Entwickeln. Neue Wege weisen“ war das Projekt „Cult“ von Magna Steyr Fahrzeugtechnik.

„Cult“ steht für „Cars’ Ultralight Technologies“ und bezeichnet einen neu entwickelten Kleinwagen, der sich durch folgende Parameter auszeichnet: eine richtungsweisende Bauweise, einen neuartigen Erdgasmotor, eine ultraleichte Konstruktion und innovative Werkstoffe aus Multimaterialverbindungen.

Ergebnis ist ein mit Erdgas betriebener Kleinwagen, der um ein Drittel leichter ist als ein übliches A-Seg-

ment-Fahrzeug. Leichtbauweise und Erdgasantrieb erreichen, dass das Auto um ein Viertel weniger CO₂ ausstößt als ein Benziner. Der Prototyp ist fahrbereit. Magna rechnet damit, dass Automobilhersteller Bestandteile des Konzepts für die Serienproduktion verwenden werden.

Bei der Entwicklung und Produktion wurde großer Wert auf Nachhaltigkeit und die Reduktion der CO₂-Emissionen gelegt. Zur Erreichung dieser Ziele arbeitete Magna mit Kooperationspartnern zusammen, darunter mehrere mit Sitz in Leoben/Stmk.: die Montanuniversität Leoben, das Österreichische Gießerei-Institut (ÖGI) und das Polymer Competence Center Leoben (PCCL). Auch

Der Ausschuss des Fachverbandes der Österreichischen Gießerei-Industrie mit seinen Mitgliedsunternehmen gratuliert der Geschäftsführung des Österreichischen Gießereinstituts und seinen Mitarbeitern zu den beiden Auszeichnungen, die dem Institut im Herbst 2013 verliehen wurden.

Im besonderem freuen wir uns über den **Kooperationspreis 2013** der ACR-Institute, der beispielhaft aufzeigt, wie ein KMU-Betrieb in der Steiermark, die LTC GmbH, bei seinen Entwicklungsarbeiten auf dem Gebiet des Leichtbaus vom ÖGI erfolgreich unterstützt wurde.

Dass unser Institut auch beim **Staatspreis für Mobilität 2013** beim Automobil-Leichtbau-Projekt CULT „Cars' UltraLight Technologies“ mitgewirkt hat und in der Verleihungsurkunde an die MAGNA STEYR Fahrzeugtechnik AG besonders hervorgehoben wurde, ist ein Qualitätsbeweis besonderer Art, worauf wir sehr stolz sind.

Für die Zukunft wünschen wir dem ÖGI und allen Mitarbeitern weiterhin viel Erfolg.

Mit einem herzlichem Glück auf!

KR. Ing. Peter Maiwald
Obmann

Dipl. Ing. Adolf Kerbl
Geschäftsführer

die Technische Universität Wien und andere Partner waren an der Entwicklung des ganzheitlichen Fahrzeugkonzeptes beteiligt.

Mit einem ganzheitlichen Ansatz mit den drei Säulen Funktionsintegration, Materialsubstitution und Downsizing/Sekundäreffektnutzung wurde ein Leichtbaukonzept mit Gussteilen realisiert. Eine besondere Herausforderung war die geringe Wandstärke für die großflächigen Gussteile, die für die ultraleichte Bauweise notwendig ist. Die Herstellung dieser hochkomplexen Aluminium-Strukturbauteile wurde mit Hilfe der numerischen Simulation

entwickelt, wobei neue Produktionswege beschränkt wurden.

Der **Staatspreis Mobilität** wird alle zwei Jahre vom Bundesministerium für Verkehr, Innovation und Technologie (bmvit) verliehen und zeichnet nicht nur technologische Innovationen aus, sondern auch soziale und organisatorische Neuerungen. Prämiert werden innovative Konzepte, Produkte und Maßnahmen, die neue Wege für eine zielgerichtete Einführung moderner Mobilitätslösungen aufzeigen.

Der **Staatspreis Mobilität** ist als höchste Auszeichnung des bmvit nicht nur eine Leistungsschau der



Auf der Überholspur: so sieht der ultraleichte „Cult“ aus.



Staatspreisverleihung Mobilität 2013 durch Frau Doris Bures, BM f. Verkehr, Innovation u. Technologie an die Vertreter der Fa. MAGNA: Finanzvorst. Mag. A. Schantl (l) u. EP Projektleiter DI W. Fritz (r)
(Foto bmvit/S. Reich)

österreichischen Innovationslandschaft, sondern bietet auch einen Blick in die Zukunft der Mobilität.

**Komprimiertes
Wissen
Jederzeit verfügbar!**



**Komprimiertes
Wissen
Jederzeit verfügbar!**

Das elektronische Archiv der Giesserei Rundschau 2001 bis 2011

Vollversion mit den kompletten 66 Heften der Jahrgänge 2001 bis 2011 einschließlich Jahrgangsindex und alphabetischem Autorenregister auf einer CD-ROM für Windows.

Zu bestellen bei: Verlag Strohmayer KG | Weitmoserstraße 30 | A-1100 Wien | Tel./Fax: +43 (0)1 6172635 | giesserei@verlag-strohmayer.at
Preis (inkl. MwSt zuzgl. Versand): € 35,00 für VÖG-Mitglieder € 82,00 für Nichtmitglieder

Firmennachrichten



Georg Fischer präsentierte innovative Lösungen am 4. Technology Day

Die Innovationsführerschaft weiter voranzutreiben, ist ein Eckpfeiler der Georg Fischer Strategie. Der Konzern investierte im Jahr 2012 CHF 100 Mio. in Forschung & Entwicklung und hat mehr als 40 neue Patente registriert. Am 4. Georg Fischer Technology Day, der am 16. Oktober in Schaffhausen stattfand, präsentierten die drei Divisionen von Georg Fischer mit Blick auf zukünftige Trends und Herausforderungen eine große Anzahl innovativer Lösungen.

GF Piping Systems bietet seinen Kunden sichere und zuverlässige Wassertransport-Systemlösungen. Mangelhafte Wasserqualität ist eine der wesentlichen Herausforderungen in großen Gebäuden wie Hotels, Krankenhäusern und Schulen. Dieses Jahr präsentierte die Division hochleistungsfähige Rohrleitungssysteme aus Kunststoff, die frei von Toträumen und mit einer innovativen Desinfektions-Technologie ausgestattet sind.



Federbeinstütze

Dadurch werden mögliche gesundheitliche Risiken durch Legionellen weitgehend eliminiert.

GF Automotive produziert für Personenwagen und Nutzfahrzeuge Gusskomponenten aus Eisen, Aluminium und Magnesium in Leichtbau-Design. GF Automotive demonstrierte ein innovatives Bauteil für Karosserien (Federbeinstütze), welches die frühere Konstruktion aus zehn Bauteilen ersetzt. Die daraus resultierende Gewichtsreduktion von 50% führt zu einem markant niedrigerem Kraft-

stoffverbrauch und tieferen CO₂-Emissionen.

Im Bereich Luft- und Raumfahrt ist **GF Machining Solutions** der bevorzugte Partner für die Produktion hochwertiger Komponenten. Am 4. Technology Day präsentierte sich GF Agie-Charmilles im Rahmen der neuen Konzern-Markenarchitektur erstmals unter dem neuen Namen GF Machining Solutions. Als Weltneuheit präsentierte die Division eine neue Bearbeitungsmethode von Schlüsselkomponenten in Flugzeugtriebwerken mit Elektroerosionsmaschinen, die bisherige teure Arbeitsprozesse ersetzt.

Quelle: GF Pressemitteilung vom 16. Oktober 2013

Kontaktadresse:

Beat Römer | Head of Corporate Communications | Georg Fischer AG
 CH-8201 Schaffhausen
 Amsler-Laffon-Straße 9
 Tel.: +41 (0)52 631 26 77
 Fax +41 (0)52 631 28 63
 E-Mail: beat.roemer@georgfischer.com
 www.georgfischer.com



Inbetriebnahme von drei hochmodernen Fertigungszentren zum Kapazitätsausbau und zur Zukunftssicherung der Eisenwerk Brühl GmbH

Die Eisenwerk Brühl GmbH hat am 13. September 2013 drei hochmoderne Fertigungszentren für Motorenteile in Betrieb genommen. Im Beisein der Eigentümerfamilien, von Kunden und Geschäftspartnern, Gästen aus Politik, Behörden und Banken sowie Mitarbeitern des Eisenwerks wurden zwei Kernfertigungszentren und ein Bearbeitungszentrum in Betrieb gesetzt.

Die Zentren sind Teil eines Investitionsprogramms zur Zukunftssicherung des Standortes mit Investitionen in dreistelliger Millionenhöhe in den Jahren 2012 bis 2015. Sie dienen der Herstellung von gewichtsoptimierten Motorenteilen in Dünnwandtechnologie und sind gleichzeitig ein Kapazitätsausbau des Unternehmens.

Die Investitionen sind eine unabdingbare Voraussetzung für die Weiterentwicklung der Technologie- und Fertigungskompetenz des Unternehmens, um im globalen Wettbewerb weiterhin führend zu sein und vor-

allem die bestehenden Arbeitsplätze zu sichern.

Das Eisenwerk Brühl ist ein führender Automobilzulieferer für modernste hochkomplexe Motorenteile der neuesten Generation mit einer 85-jährigen Familientradition. Das Unternehmen ist nach wie vor im Familienbesitz der Nachfahren des Firmengründers Georg Sandmann. Produziert werden Motorenkomponenten für die Pkw-Industrie. Das Produktportfolio beinhaltet hauptsächlich Zylinderkurbelgehäuse für aktuelle und zukünftige Motorengenerationen aus gewichtsoptimierten Designs in Dünnwandtechnologie. Das Unternehmen hat sich auf die Entwicklung und Serienfertigung von Leichtbau-Zylinderkurbelgehäusen spezialisiert.

Die Eisenwerk Brühl GmbH stellt heute mit 1.620 Mitarbeitern und einem Umsatz von 280 Mio. Euro rund 4,4 Mio. Kurbelgehäuse her. Mit den Neuinvestitionen wächst die Kapazität auf 5,4 Mio. Zylinderkurbelge-

häuse neuester Bauart und Komplexität. Der jährliche Umsatz steigert sich auf über 330 Mio. Euro in den nächsten 4 Jahren.

Mit der Inbetriebnahme gehen die weltweit modernsten Kernfertigungszentren CBL 400 und CBL 800 und ein Bearbeitungszentrum PL1a an den Start. Das Kernfertigungszentrum CBL 800 ist ein teilautomatisches und flexibles Kernherstellungszentrum für 350.000 Stück zusätzliche Motorenteile. Hier werden 30 Mitarbeiter im Drei-Schicht-Betrieb arbeiten und Kerne für Zylinderkurbelgehäuse verschiedener Motorentypen herstellen. Das Zentrum besteht aus fünf Kernschießmaschinen mit automatisierter Montage.

Das Kernfertigungszentrum CBL 400 ist vollautomatisiert für 650.000 Motorblöcke. Hier arbeiten 39 hochqualifizierte Mitarbeiter an fünf Kernschießmaschinen und einer vollautomatisierten Kernmontagelinie mit 31 Robotern. Jede der 15 Einzelkompo-



Roboter übernehmen bei den drei neuen Fertigungszentren im Eisenwerk Brühl die Arbeiten. (Foto: EW Brühl)

nenen einer Gießform für einen Motorblock wird mit einem optischen Messsystem vor dem Zusammenbau der kompletten Gießform fotografiert, geprüft und nach i.O.-Befund dokumentiert und der Verwendung zuge-

führt. Schlechte Bauteile gelangen erst gar nicht in die Produktion bzw. zum Kunden. Hiermit erreicht die Firma ihr höchstes Qualitätsziel einer „0“ Fehlerstrategie! Die CBL 400 Linie stellt alle 23 Sekunden eine komplette Gießform für ein Euro-6-Zylinder-Kurbelgehäuse der neuesten gewichtsoptimierten 4-Zylinder-Motorengeneration her.

Die Bearbeitungslinie PL1a ist eine Bearbeitungslinie für die Zylinderkurbelgehäuse aus dem neuen Kernfertigungszentrum CBL 400. Hier arbeiten in Zukunft 24 Mitarbeiter im Drei-Schicht-System. Es werden die 4-Zylinder Euro-6-Zylinderkurbelgehäuse entsandet, vom Gießsystem befreit, bearbeitet und mit modernster Strahl- und Sauberkeitstechnolo-

gie gereinigt. Diese Bearbeitungs- und Reinigungstechnologie wurde im Eisenwerk Brühl neu entwickelt und gewährleistet eine höchste Bauteilsauberkeit der empfindlichen Zylinderkurbelgehäuse in Dünnwandtechnologie.

Das Eisenwerk wird diese Technologie unter seiner Führung auch in Asien etablieren, um eine globale Wachstumsstrategie seines Hauptkunden zu unterstützen.

Quelle: BDG-Presseaussendung vom 25.09.2013

Kontaktadresse:

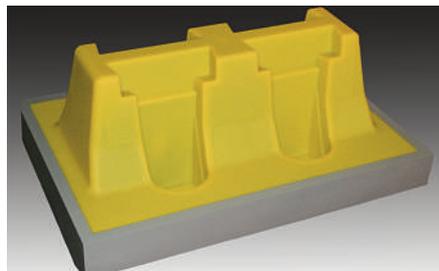
Eisenwerk Brühl GmbH
D-50321 Brühl | Kölnstraße 262–266
Tel.: +49 (0)2232 75-0
E-Mail: info@eb-bruehl.de
www.eb-bruehl.com



Optimierte nichttoxische Produktpalette für den Gießereimodellbau

Die ebalta Kunststoff GmbH bietet seit vielen Jahren ein komplettes Leistungsangebot für den Gießereimodellbau, den Formen- und Werkzeugbau und den Designmodellbau in den Bereichen Automotive, Luftfahrt, Windkraft und Bootsbau. Neu entwickelt wurden Gießmassen für die Herstellung von Kernkästen und Gießereimodellen.

Die neuen nichttoxischen Polyurethan-Gießmassen GM 984-2 und GM 986-1 sind schon in der Praxis im Einsatz. Dazu gehören ein ebenso nichttoxisches Oberflächenharz OH 48-1 und eine darauf abgestimmte Kupplungspaste KP 8. GM 984-2 ist eine hartelastische, sehr abriebfeste Polyurethan-Gießmasse zur Herstel-



lung von Kernkästen. Sie weist eine bessere Chemikalienbeständigkeit und keine Sprödphase auf und lässt sich sehr gut gießen.

Für Gießereimodelle kommt die Polyurethan-Gießmasse GM 986-1 zum Einsatz. Dank ihrer sehr guten Chemikalien- und Temperaturbeständigkeit schneidet sie in der Praxis mit einer guten Abriebbeständigkeit ab.

GM 986-1 zeichnet sich durch eine hohe Maßgenauigkeit aus. Das sind die Ergebnisse in der Praxis. Für alle Anwendungen bietet die ebalta GmbH ein verbessertes Oberflächenharz OH 48-1, das keine Einfallstellen, keine Sandanhaftung und eine sehr gute Verarbeitung in der Praxis zeigt. Die Produkte können wie bisher auch für den Bau von Formplatten und Formaufnahmen eingesetzt werden.

Quelle: BDG-Pressemitteilung vom 23.10.2013

Kontaktadresse:

ebalta Kunststoff GmbH | Franz Schmid
D-91541 Rothenburg ob der Tauber
Erlbacher Straße 100
Tel.: +49 (0)9861 7007-14
E-Mail: fschmid@ebalta.de
www.ebalta.de

Frohe Weihnachten und ein erfolgreiches Jahr 2014!

DRUCKEREI ROBITSCHKEK
Schlossgasse 10-12
1050 Wien
www.robitschek.at

**DRUCKEREI
ROBITSCHKEK**

Innovatives 3D-Druckverfahren für die Herstellung von Sandformen

Die Technologie zur Herstellung von Sandformen und -kernen mittels 3D-Drucker ab CAD-Modell hat in den letzten Jahren deutlich zugelegt. Nachdem die Aufträge von der Wolfensberger AG bisher extern vergeben wurden, bietet nun die Kooperation mit der Benninger Guss AG, Uzwil, die Beschaffung solcher Komponenten „in house“. Damit erhöht sich die Flexibilität und die Durchlaufzeit wird verkürzt.

Der neue 3D-Drucker ermöglicht die Herstellung einer greifbaren Sandform aufgrund eines dreidimensionalen CAD-Modells. Dieses innovative Verfahren bietet Vorteile konstruktiver, zeitlicher und preislicher Natur: Der Formherstellung sind fast keine Grenzen gesetzt, sodass komplexe Teilegeometrien möglich sind, welche im klassischen Formverfahren kaum, nur sehr aufwändig oder fehleranfällig erzeugt werden können. Zudem sind sehr kurze Durchlaufzeiten realisierbar, da keine Modelle erstellt werden müssen. Die dadurch wegfallenden Modellkosten führen



Der 3D-Drucker stellt anhand der CAD-Daten präzise Formen und Kerne her.

Fotos: Wolfensberger

zu Kostenvorteilen für die Produktion von kleineren Stückzahlen. Es besteht auch die Möglichkeit einer Kombination von konventioneller Modelleinrichtung und der Herstellung komplexer Kerne mittels 3D-Druck. Dadurch kann auf eine teure Kernbüchse verzichtet werden und zudem besteht eine viel größere Freiheit bei der geometrischen Gestaltung der Innenkonturen. Es besteht auch die Möglichkeit, mittels Scannen bestehende Gussteile zu digitalisieren und ohne Modelle eine gießbare Sandform herzustellen – ideal für die Herstellung von Ersatzteilen.

Die Kooperation mit der Benninger Guss AG, Uzwil, ist für die Wolfens-

berger AG ein wichtiger Schritt, um Kundenbedürfnisse noch besser befriedigen zu können. Das Unternehmen ist nun in der Lage, noch schneller Prototypen von neuen Gussteilen zu fertigen, einzelne Ersatzteile für die Kunden herzustellen und kleinere Stückzahlen komplexer Bauteile zu attraktiven Konditionen anzubieten.

Quelle: BDG-Medienmitteilung vom 30.10.2013

Kontaktadresse:

Wolfensberger AG | Kevin Schmidhauser
CH-8494 Bauma | Bäretswilerstraße 45
Tel: +41(0)52 396-1111
kevin.schmidhauser@wolfensberger.ch
www.wolfensberger.ch

Aluminium statt Kupfer

Gegossene Aluminiumspulen senken Rohstoffkosten und Gewicht in industriellen elektrischen Maschinen

In Zusammenarbeit mit der Lloyd Dynamowerke GmbH & Co. KG in Bremen hat das Fraunhofer-Institut für Fertigungstechnik und Angewandte Materialforschung IFAM erstmals eine Aluminiumwicklung im Lost Foam-Gießverfahren für Großmotoren entwickelt. Die Aluminiumspule wurde für einen Bahnantrieb hergestellt, anschließend verbaut und jetzt erfolgreich getestet.

Ergebnis: Ein technisch besserer Ersatz für die ursprünglich eingesetzten Kupferspulen ist gelungen. Der Füllfaktor und die Kühlleistung konnten durch die Gestaltungsfreiheit in der Gießtechnik deutlich gesteigert werden. Der Einsatz von Aluminiumspulen ermöglicht darüber hinaus eine Senkung der Rohstoffkosten und des Gewichts sowie eine Verringerung der Verluste.

Die Anforderungen an die Wicklungen elektrischer Maschinen sind vielfältig. Neben einem hohen Füll-

faktor zur Minimierung des Leiterwiderstands müssen auch eine ausreichende Kühlung und die Reduzierung frequenzabhängiger Zusatzverluste gewährleistet sein. Gleichzeitig sollte der Herstellungsprozess so flexibel und kostengünstig wie möglich sein. Am Fraunhofer IFAM wurde daher ein Verfahren zur gießtechnischen Herstellung von Spulen entwickelt, mit dem bedeutende Vorteile gegenüber allen bekannten Wickeltechniken erzielt werden. Bei konventionell gewickelten Spulen wird im Durchschnitt ein Nutfüllfaktor von etwa 50 Prozent erreicht. Die weitgehend frei gestaltbare Leitergeometrie in der Gießtechnik ermöglicht die Realisierung von Füllfaktoren über 90 Prozent.

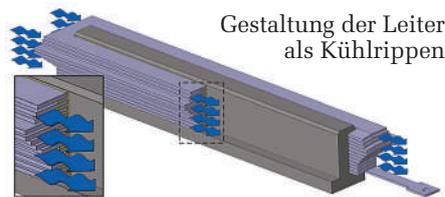
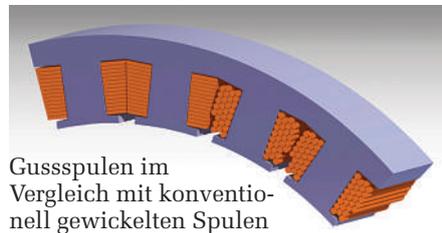
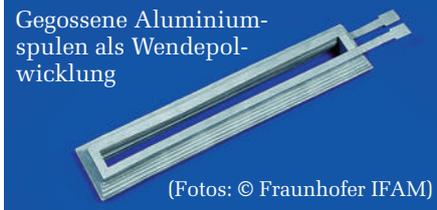
Als Gießverfahren wird das Feingussverfahren oder das Lost Foam-Verfahren eingesetzt. Um die Einbringung des Formmaterials bzw. des Formstoffes zu ermöglichen, wird die dargestellte Leitergeometrie gestreckt

und mit einem Angussystem versehen. Die Streckung der Spule ermöglicht auch das anschließende Aufbringen einer Isolationsbeschichtung, wobei abhängig von den Anforderungen in Bezug auf Spannungsfestigkeit, Schichtdicke und Temperaturbeständigkeit verschiedene Verfahren eingesetzt werden können. Leiterquerschnitte von ca. 4 mm² bis hin zu mehreren 100 mm² lassen sich damit realisieren. Die in der konventionellen Wickeltechnik zwangsläufig einzuhaltenden Biegeradien entfallen dabei vollständig.

Durch die Verwendung des Aluminiums konnten die Rohstoffkosten gegenüber Kupferspulen von etwa 52 Euro um über 85 Prozent auf 6 Euro pro Spule gesenkt werden. Trotz der geringeren spezifischen elektrischen Leitfähigkeit ist der elektrische Widerstand der Aluminiumspule infolge des erhöhten Nutfüllfaktors nicht höher als bei der Kupferspule. Die gefertigten Wende-

polspulen der 330 kW Gleichstrommaschine sind unter Berücksichtigung der Möglichkeiten des Verfahrens geometrisch so gestaltet worden, dass neben der Maximierung der Leiterfläche auch die Entwärmung gegenüber den zuvor eingesetzten gewickelten Kupferspulen verbessert wird. In einem Prüfstandsversuch wurden die Temperaturen der Aluminium-Wendepolspulen im Dauerbetrieb mit den Temperaturen der Ausgangs-Kupferspulen verglichen. Durch die verbesserte Kühlung verringert sich der Temperaturhub der Wendepole im Dauerlauf von 75 auf etwa 45 Kelvin. Das geringere Temperaturniveau führt hierbei auch zu einer leichten Reduzierung der Gesamtverluste in der Maschine.

Die gießtechnische Herstellung ermöglicht es, die Kupferspule durch eine elektrisch äquivalente Aluminiumwicklung zu ersetzen und dabei



Rohstoffkosten, Gewicht und Verluste einzusparen. „Die durch die Gießtechnik erzielte Verbesserung der Kühlleistung hat unsere Erwartungen übertroffen“, so der Entwicklungsingenieur Michael Jakob von den Lloyd Dynamowerken. „Wir sehen in dieser Technologie mit ihren gestalterischen Freiheiten auch das Potenzial, in zukünftigen Anwendungen Wirkungsgrad und Leistungsdichte elektrischer Maschinen zu steigern“, ergänzt Jakob.

Quelle: BDG-Pressemitteilung vom 06.11.2013

Kontaktadresse:

Fraunhofer-Institut für Fertigungstechnik und Angewandte Materialforschung IFAM | Fr. Martina Ohle
D-28359 Bremen | Wiener Straße 12
Tel.: +49 (0)421 5665-404
martina.ohle@ifam.fraunhofer.de
www.ifam.fraunhofer.de

Atlas Copco

Kraftvoller Druckluftwinkelschleifer mit Drehzahlregler

Effizienter schrappen und trennen – für professionelle Anwender hat Atlas Copco Tools seine Serie an robusten PRO-Werkzeugen erweitert: Der neue Winkelschleifer G2511 wartet mit einer hohen Abgabeleistung bei kompakten Abmaßen und geringem Gewicht auf.

Der Werkzeughersteller Atlas Copco Tools bietet mit seiner PRO-Baureihe anspruchsvollen Anwendern Druckluftwerkzeuge und Zubehör zu einem günstigen Preis. Ganz neu im Programm ist der Winkelschleifer G2511. Dieses Werkzeug für 125-mm-Scheiben eignet sich hervorragend für sämtliche Schrapp- und Trennarbeiten.

Gegenüber dem Vorgängermodell hat der Hersteller die Leistung um 100 auf nun 900 Watt gesteigert, wodurch das Werkzeug noch mehr

Durchzugskraft bei allen Schleiftätigkeiten erreicht.

Der kompakte Schleifer ist nur 207 mm lang und wiegt gerade einmal 1,77 kg. Durch seine schlanke Bauform und den extraflachen, abgerundeten Winkelkopf erreicht der G2511 selbst schwer zugängliche Schleifstellen.

Konstante Drehzahlen für besseres Schliffbild

„Der integrierte Drehzahlregler wirkt sich positiv auf das Arbeitsergebnis aus“, ist PRO-Produktmanager Werner Pallentin überzeugt: „Im Schleifprozess hält dieser Regler die Drehzahl und somit die richtige Schnittgeschwindigkeit der eingesetzten Scheibe stabil.“ Die Drehzahl liegt bei etwa 12.000 Umdrehungen pro Minute. Die gleichmäßig hohe Arbeitsgeschwindigkeit schlägt sich in höhe-

rem Materialabtrag und in einem ordentlicheren Schliffbild nieder.

Verbessert wurde auch die Bedienfreundlichkeit: Die Maschine liegt gut ausbalanciert in der Hand. Die Spindel lässt sich zum schnelleren Schleifscheibenwechsel arretieren, die Schutzhaube sehr rasch mit Hilfe von neun vorwählbaren Positionen verstellen.

Schluss mit aufgewirbeltem Schleifstaub und kalten Händen

Eine griffige, isolierende Kunststoffschale überzieht den Maschinenkorpus und der mitgelieferte Zusatzhandgriff lässt sich für noch mehr Flexibilität bei Bedarf wahlweise links oder rechts am Winkelkopf anschließen. Die Abluftführung nach hinten durch den Handgriff vermeidet Staubaufwirbelungen an der Schleifstelle und kalte Werkerhände. Zum Lieferumfang gehört serienmäßig ein Abluftschlauch. Durch diesen lässt sich der Schalldruckpegel des Schleifers auf 79 dB (a) senken.

Quelle: Atlas Copco Pressemeldung vom 24.09.2013

Kontaktadresse:

Atlas Copco Tools Central Europe GmbH
D-45141 Essen | Langemarckstraße 35
Tel.: +49 (0)201-2177-0
E-Mail: tools.de@de.atlascopco.com
www.atlascopco.de





Trockeneisreinigung für die Gießerei-Industrie

Cold Jet, Weltmarktführer im Bereich Trockeneisysteme, stellt gemeinsam mit Roboterhersteller Kuka und MRK patentiertes Kombisystem zur Trockeneis Pellet und Mikropartikel Reinigung für die Gießereiindustrie vor.

Cold Jet Deutschland stellt auf der Euroguss 2014 von 16. bis 20. Januar (Halle 7, Stand 7-760) ihre neueste Innovation für die Gießerei- und Schmiede-Industrie im Bereich der Trockeneisanwendung mit der "SDI-Select-60" vor.

Für den internationalen Gießereimarkt hat die Trockeneisreinigung mit Trockeneis-Mikropartikeln zu signifikanten Verbesserungen in der Reinigungszeit (bis zu 60 %) und zu Verringerungen der Equipmentschäden und Ausschussraten geführt. Cold Jet's SDI Select 60 hat die patentierte Trockeneis-, „Abschabe“-

Technologie ins nächst höhere Level gehoben, denn die filigrane, stromlinienförmige Einschlauchlösung konnte das Reinigungsergebnis wesentlich verbessern und den Geräuschpegel im Durchschnitt um 20 % senken. Das bedeutet für den Endkunden weniger Lärm, eine wesentliche Einsparung an Luft- und Trockeneisverbrauch; und daher zusätzliche Kosteneinsparungen, verbunden mit einer erhöhten Sauberkeit.

Die SDI-Select-60 verarbeitet als einziges System auf der Welt zum Strahlen jegliches Medium von Trockeneis (Pellets, Blöcke, Nuggets oder Scheiben). Mit einem Handgriff kann das System von einem zum anderen Medium umgestellt und somit 3 mm Pellets zum schnellen aggressiven Strahlen zu Cold Jet's patentierten Mikropartikeln (< 0,1 mm) umgeändert werden.

Die erhöhte Flexibilität der Anlage reduziert die Anschaffungskosten und erleichtert die Erfüllung der hohen Qualitätsstandards im Bereich Gießerei- und Schmiedewesen.

Cold Jet's Trockeneisstrahlsysteme bieten eine erhebliche Verbesserung (> 60 %) der Reinigungszeiten gegenüber anderen vergleichbaren Systemen und erhöhen die Ausstoßrate und Teilequalität.

Besuchen Sie Cold Jet auf der Euroguss und erleben Sie dieses System live auf dem Messestand in der Halle 7, Stand 7-760.

Quelle: Pressemitteilung vom 28.10.2013

Kontaktadresse:

Cold Jet Deutschland GmbH | zH Frau Christiane Rach | Business Assistent
D-54595 Weinsheim | Zum Niesenberg 2
Tel.: +49 (0)6551 9606-0 | Fax: DW-26
E-Mail: crach@ColdJet.com
www.coldjet.com
www.trockeneisproduktion.com



Personalia – Wir gratulieren zum Geburtstag



Herrn Dipl.-Ing. **Werner Bauer**,
8700 Leoben,
Am Glacis 14,
zum 70. Geburtstag
am 24. 12. 2013.

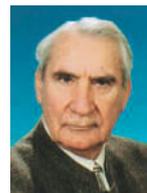
Werner Bauer hat von Oktober 1961 bis April 1968 an der damaligen Montanistischen Hochschule (heute Montanuniversität) in Leoben das Studium des „Eisenhüttenwesens“ absolviert. Von Mai 1968 bis Juli 1977 war Dipl.-Ing. Werner Bauer im Stahlwerk und in der Qualitätssicherung des Werkes Pretoria der ISCOR in Südafrika beschäftigt. Seit November 1977 arbeitete DI Werner Bauer als Sachbearbeiter für Eisenguss am Österreichischen Gießerei-Institut

Vereinsnachrichten

ÖGI in Leoben. Die Schwerpunkte seiner Forschungstätigkeit waren die Metallurgie und die Werkstofftechnik der grauen Gusseisen. In seiner Dienstleistungstätigkeit bearbeitete DI Werner Bauer Aufgabenstellungen zu einer breiten Palette von Eisenwerkstoffen, von den grauen und weißen Gusseisen bis zu gegossenen und nicht gegossenen Stahlkomponenten. Ein großer Anteil dieser Aufträge waren Schadensanalysen.

Am 1. März 2010 hat sich Dipl.-Ing. Werner Bauer in die Pension zurückgezogen. Sein umfangreiches Erfahrungswissen aus dieser langjährigen wissenschaftlichen Tätigkeit hat Werner Bauer in dem im Sommer d.J. im Eigenverlag des ÖGI erschienenen Buch „Gusseisen mit Lamellengraphit – Metallurgie, Gefüge- und Werkstoffkunde von Grauguss für Anwender“ zusammengefasst. Er möchte damit den Anwendern von Grauguss einen Überblick über das komplexe Verhalten dieses wichtigen Konstruktionswerkstoffes geben und gleichzeitig auch die zum Verständnis dienlichen Grundlagen vermitteln. Dieses empfehlenswerte Buch über Grauguss wurde im Heft 5/6-2013, S. 199 der GIESSEREI RUND-

SCHAU ausführlich vorgestellt. Dem Autor sei für die Weitergabe seines gesammelten Wissens in dieser aktuellen Fibel herzlichst gedankt.



Herrn Dipl.-Ing. **Hugo Lenhard-Backhaus**,
8700 Leoben,
Waidbachstraße 10,
zum 90. Geburtstag
am 4. 1. 2014.

Hugo Lenhard-Backhaus wurde am 4. Jänner 1924 in Wien geboren. Nach dem allzufrühen Tod seines Vaters war er als Minderjähriger bereits 1936 Gesellschafter der Fa. Rittmann's Nachfolger, Metall- und Eisengiesserei in Leoben.

Seine gesamten Schulzeiten schloss er im Frühjahr 1942 mit der Matura ab und inskribierte anschließend an der damaligen Montanistischen Hochschule Leoben die Fachrichtung Hüttenwesen. Trotz einer fast zweijährigen Unterbrechung des Studiums durch Wehrdienst und Gefangenschaft graduierte er nach Ablegung der zweiten Staatsprüfung bereits Ende SS 1947 zum „Diplominieur“.

Nach einschlägiger Praxis in Großbritannien und Österreich übernahm er sehr bald als geschäftsführender Gesellschafter die Leitung der Firma Rittmann. Als einer der ersten innovationsfreudigen Unternehmer in Österreich hat er den Schmelzbetrieb auf einen Induktionstiegelofen umgestellt. Die Firma Rittmann gehörte so zu den ersten Gießereien in Österreich, welche neben sämtlichen legierten Eisenwerkstoffen auch den damals neuen Werkstoff *Gusseisen mit Kugelgraphit* erzeugten. Weiters wurde dem Betrieb noch eine mechanische Werkstatt angeschlossen, welche neben der Bearbeitung von Gußstücken auch die Fertigung von Spezialmaschinen ermöglichte.

Durch die europaweite Rezession in den 70er-Jahren ist es zu Ausfällen an liquiden Mitteln gekommen, sodass der Bestand der Firma Rittmann nur durch eine Auffanggesellschaft am Leben erhalten werden konnte.

Die Industrie wollte jedoch nicht auf die Erfahrungen und die unternehmerischen Fähigkeiten von Dipl.-Ing. Hugo Lenhard-Backhaus verzichten und sandte ihn als General Manager und alleinigen Geschäftsführer der Firma Steyr-Daimler-Puch Hellas Industrie AG nach Thessaloniki. Er folgte damit dem Ruf an die Spitze eines Unternehmens, welches unter seiner Leitung zu einem damals bedeutenden Fertigungsbetrieb der Kraftfahrzeugindustrie Griechenlands mit etwa 1000 Mitarbeitern wurde.

1980 wurde ihm in Würdigung dieser seiner Tätigkeit vom Bundespräsidenten das „Grosse Ehrenzeichen für Verdienste um die Republik Österreich“ verliehen.

Neben seiner beruflichen Tätigkeit übte Lenhard-Backhaus noch viele Funktionen in verschiedenen Gremien aus. So war er u.a. über 10 Jahre Vorsitzender der Fachvertretung Gießereiindustrie der Handelskammer Steiermark in Graz. In dieser Funktion und als Mitglied des Fachverbandsausschusses Gießereiindustrie setzte er sich mit viel Engagement für die steirischen Belange in der Bundeskammer der gewerblichen Wirtschaft in Wien ein. Dreißig Jahre lang war er im Vorstand der Gesellschaft von Absolventen und Freunden der Montanuniversität Leoben tätig. Dabei war er eng in die Planung des Neubaues der Universität eingebunden; durch seine Bemühungen kamen notwendige Grundstücks-transaktionen für den Bau zustande.

1972 wurde er für seine unermüdlige Tätigkeit durch die Ernennung

zum „Ehrenbürger der Montanuniversität Leoben“ ausgezeichnet.

Dipl.-Ing. Hugo Lenhard-Backhaus gehörte von 1952 bis 1977 dem Vorstand des Vereins für praktische Gießereiforschung, dem Träger des Österreichischen Gießerei-Institutes (ÖGI) als stellvertretender Vorsitzender an und hat bereits auf die Gründung dieses Institutes wesentlichen Einfluß genommen. Viele Jahre war die Firma Rittmann der stärkste Auftraggeber des Institutes.

Der Verein für praktische Gießereiforschung ehrte Dipl.-Ing. Hugo Lenhard-Backhaus 2003 durch die Verleihung der Ehrenmitgliedschaft.

Dipl.-Ing. Hugo Lenhard-Backhaus ist seit nunmehr 61 Jahren Mitglied des Vereins Österreichischer Gießereifachleute. Neben der VÖG-Treueplakette in Gold wurde er bereits 1999 in Anerkennung seiner langjährigen unermüdligen Mitarbeit mit der Verleihung des „Silbernen Ehrenzeichens für Verdienste um das Gießereiwesen“ ausgezeichnet. Anlässlich der Hauptversammlung am 26. April 2012 dankte ihm der VÖG für seine 60jährige Vereinstreue mit der Ehrennadel in Gold mit Brillanten.

Herrn **Helmut Müller**, 2700 Wiener Neustadt, Neurißgasse 3, **zum 85. Geburtstag** am 24. 1. 2014.



1929 in Leoben, Stmk., geboren, absolvierte Helmut Müller

nach der Pflichtschule die dreijährige Bundesfachschule für Bau- und Maschinenschlosserei sowie für Technisches Zeichnen in Bruck/Mur und war anschließend 8 Jahre in der mechanischen Werkstatt der VOEST-Alpine Donawitz tätig. Von 1954 bis 1956 besuchte Helmut Müller die Berg- und Hüttenschule in Leoben und schloss diese mit ausgezeichnetem Erfolg ab. Danach trat er in das Giesserei-Institut in Leoben ein. Nach seiner Teilnahme an Vorlesungen für Metallkunde und auch Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben übernahm Helmut Müller als Sachbearbeiter die Verantwortung für die Abteilungen Formstofftechnik und Metallografie. In dieser Funktion leitete er auch praktische Übungen für Hochschulstudenten und bildete Laboranten für die Giessereiindustrie aus.

1962 wurde Helmut Müller vom damaligen Direktor des Giesserei-In-

stitutes, Dipl.-Ing. Rolf Ziegler, erst als Assistent und in der Folge als Betriebsleiter in dessen Firma „Hüttenbedarf“ in Liezen engagiert. Im Jänner 1970 wechselte Helmut Müller als Leiter des Formstofflabors zur VOEST-Liezen und konnte maßgeblich zu einer Gussausschuss-Verringerung des Unternehmens beitragen. Jedoch schon im Herbst 1971 hat Komm.-Rat Beirer Helmut Müller für sein Unternehmen, die Fa. Franz v. Furtenbach, als technischen Berater und Verkaufsleiter für chemisch-technische Produkte für die Giessereiindustrie gewonnen und nach Wr. Neustadt geholt. Dort arbeitete Helmut Müller als international anerkannter und praxisbezogener Fachmann bis zu seiner Pensionierung im Jahre 1990.

Während seiner aktiven Zeit erhielt Helmut Müller 1986 die „Silberne Mitarbeitnadel“ für 10-jährige Mitarbeit im Österreichischen Normungsinstitut. Als Delegierter Österreichs in der Internationalen Kommission 3.1 des CIATF erarbeitete er einen Österreich-Beitrag zur „Prüfung kalthärtender Formstoffe“. Helmut Müller ist seit 1968 Mitglied im Verein Österreichischer Gießereifachleute.

Seit seiner Pensionierung widmet sich Helmut Müller als Vorstandsmitglied der gemeinnützigen „Vereinigung zugunsten körper- und mehrfachbehinderter Kinder und Jugendlicher für Wien, Niederösterreich und das Burgenland“ (VKKJ), sowie in der von ihm gegründeten Elterngemeinschaft „Wege zum Wohnen Wr. Neustadt“ (www.wegezumwohnenwn.at) der Behindertenarbeit. In seiner Eigenschaft als Obmann von WzWWN konnte er in beispielhafter Zusammenarbeit mit Eltern behinderter Kinder, der Stadt Wiener Neustadt sowie der Caritas ein Wohnhaus für 25 Menschen mit verschiedenen Beeinträchtigungen errichten lassen, in dem auch sein Sohn Helmut ein zweites Zuhause gefunden hat.

Am 8. Mai 2013 verstarb Helmut Müllers Gattin Grete nach fast 55 Ehejahren im Alter von 74 Jahren unerwartet nach kurzer schwerer Krankheit. Sie wurde am 22. Mai unter großer Anteilnahme am Friedhof Wiener Neustadt zu Grabe getragen.



Herrn **Josef Jerschitz**, 8605 Kapfenberg, Karl Seitz Gasse 13, **zum 70. Geburtstag** am 30. 1. 2014.

Geboren am 30. 1.1944 in Kapfenberg/Stmk., absolvierte Josef Jerschitz nach den Grundschulen eine Ausbildung zum Former und Gießer in der Stahlgießerei der Gebr. Böhler & Co. AG in Kapfenberg, in deren Feingießerei er von 1963 bis 1988 beschäftigt war.

Die Erhaltung und Privatisierung der BÖHLER-Feingießerei als O.ST. Feinguß GmbH im Juni 1988 sowie der Fortbestand dieses innovativen Produktionsbetriebes wäre ohne Begleitung und maßgebliche Initiativen und Realisierungen von Josef Jer-

schitz in seiner Funktion als technischer und kaufmännischer Geschäftsführer, bis zu seinem Ausscheiden im Juli 2002, nicht möglich gewesen.

Die umgesetzten Innovationen sichern weiterhin den Fortbestand des Unternehmens und sind Tragsäulen der heutigen Technologie. Das anspruchsvolle und qualitativ höchstwertige Produktprofil reicht bis hin zu luftfahrttechnischen Komponenten.

Die Aussetzung des Ruhestandes sowie die Ausweitung der selbständigen Tätigkeit als Industriekauf-

mann für Import und Export von Gussprodukten aller Art, insbesondere für Präzisionsgussteile auf Basis seiner nun mehr als 50-jährigen Berufserfahrung mit zeitentsprechenden Realisierungsmethoden ist weiterhin nebst technischen Beratungen sein erklärtes Ziel.

Josef Jerschitz ist seit 1989 Mitglied des Vereins Österreichischer Gießereifachleute.

**Den Jubilaren
ein herzliches Glückauf!**



**Bücher &
Medien**



Arbeitsrecht für Arbeitgeber

Von Dr. Thomas Rauch, Jurist und Mitarbeiter in der Sozialpolitischen Abteilung der Wirtschaftskammer Wien; 12., aktualisierte und erweiterte Auflage 2013, kartoniert, 864 Seiten, ISBN: 9783707324433, Preis: € 82,00. Linde Verlag Ges.m.b.H., Scheydgasse 24, 1210 Wien, Tel.: +43 1 24 630-0, Fax: +43 1 24 630-23, E-Mail: office@lindeverlag.at.

Das Standardwerk für Arbeitgeber stellt in verständlicher und kompakter Weise die in der Praxis wichtigsten Bereiche des Arbeitsrechts dar und gibt zahlreiche Tipps, wie der Arbeitgeber typische bzw. häufig kostspielige Fehler und Mängel vermeiden kann. Auftauchende Fragen der Praxis sind durch das ausführliche Inhalts- bzw. Stichwortverzeichnis leicht auffindbar. Darüber hinaus soll durch zahlreiche in den Text integrierte Muster ein einfacher und rascher Zugang zu geeigneten Formulierungen für Erklärungen und Vereinbarungen ermöglicht werden, welche die Rechtsposition des Arbeitgebers entsprechend stärken und sichern. Sämtliche Muster stehen auch zum Downloaden zur Verfügung!

Da die Aussagen des Autors zu den arbeitsrechtlichen Fragestellungen durch entsprechende Fundstellen in der höchstgerichtlichen Rechtsprechung des OGH bzw. in Fachzeitschriften untermauert sind, ist dieses Arbeitsrechtshandbuch bei Diskussionen mit dem Betriebsrat

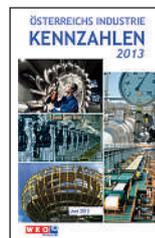
bzw. den Mitarbeitern von großem Nutzen.

Neuerungen in der 12. Auflage:

- Aufgrund von Novellierungen erfolgte eine komplette Neuformulierung der Kapitel zur Arbeitskräfteüberlassung, zur Ausländerbeschäftigung, zur Pflegefreistellung und zur Evaluierung im Arbeitnehmerschutz.
- Erweiterung des Kapitels Freistellungsformen nach dem AVRAG um die neuen Freistellungsmöglichkeiten (Bildungsteilzeit, Pflegekarenz, Pfl egeteilzeit)
- Einarbeitung wichtiger neuer Entscheidungen der Höchstgerichte (zum Urlaub, zur Gleichbehandlung, zum Krankenstand etc)

Das Arbeitsrechtshandbuch kann mit dem nachstehenden Link direkt beim Verlag bestellt werden: http://www.lindeverlag.at/titel-0-0/arbeitsrecht_fuer_arbeitgeber-5442/

Österreichs Industrie KENNZAHLEN 2013



Unter dem Eindruck der wirtschaftlichen Entwicklung der letzten Jahre hat sich in den hoch entwickelten Volkswirtschaften – spät aber doch – die Erkenntnis durchgesetzt, dass aus Stabilitätsgründen der Anteil der Industrie ein gewisses Maß nicht unterschreiten soll. Die EU-Kommission fordert daher für die Europäische Union eine Steigerung dieses Anteils von derzeit knapp 16 auf 20 Prozent bis zum Jahr 2020. In Österreich übertrifft die Industrie dieses Mindestmaß bereits mit einem aktuellen Wert von rund

22 Prozent. Noch mehr als im Rest Europas ist die Industrie in Österreich daher Motor für Innovation, Außenhandel, Wertschöpfung, Einkommen und Beschäftigung. Nicht zuletzt aufgrund dieser zentralen Rolle ist es für Entscheidungsträger und Multiplikatoren unverzichtbar, über genaue, umfassende und aktuelle Informationen bezüglich der österreichischen Industrie zu verfügen. Seit vielen Jahren erfüllt das Kennzahlenheft der Bundessparte Industrie die wichtige Aufgabe, einen Überblick über zentrale, industriebezogene Kennzahlen und Statistiken zu geben. Ein Großteil der statistischen Daten dieser Publikation stammt aus der „Konjunkturstatistik im produzierenden Bereich“ der Statistik Austria. Neben den Ergebnissen nach der europäischen Klassifizierung NACE wird insbesondere auch die von der Wirtschaftskammer Österreich in Auftrag gegebene Sonderauswertung nach der heimischen Kammersystematik berücksichtigt. Diese gewährleistet – in Ergänzung zu den Publikationen der Statistik Austria – ein aussagekräftiges Bild einzelner Industriefachverbände bzw. Industriesparten auf Bundesländerebene. Ausgewählte Daten der Volkswirtschaftlichen Gesamtrechnung, des Außenhandels, der Forschungs- und Energiestatistik sowie des Wirtschaftsforschungsinstituts (WIFO) runden die Kennzahlenübersicht ab.

Medieninhaber, Verleger und Herausgeber: Bundessparte Industrie (BSI), Wirtschaftskammer Österreich, 1045 Wien, Wiedner Hauptstr. 63, Juni 2013, E-Mail: bsi@wko.at, web: <http://wko.at/industrie>, Kennzahlen 2013 im Web: <http://www.wiengrafik.at/wko/kennzahlen2013>

Projektmanagement – DIN Taschenbuch 472

Netzplantechnik und Projektmanagementsysteme



Herausgeber: DIN Deutsches Institut für Normung e.V. Beuth Verlag GmbH Berlin – Wien – Zürich, D-10787 Berlin, Am DIN-Platz, Burggrafenstraße 6, Tel.: +49 (0) 30 2601 0, E-Mail: info@beuth.de, www.beuth.de.

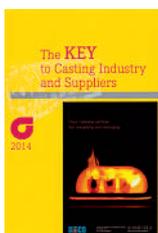
Ausgabedatum 2013-09, 2. Auflage, 302 Seiten, A5, broschiert. ISBN 978-3-410-23984-0, E-Book ISBN 978-3-410-23985-7. Preis: Buch bzw. E-Book je Euro 114,00, Kombi Euro 148,20.

Das **DIN-Taschenbuch 472** stellt die aktuellen Dokumente im Originaltext bereit: zum einen die **DIN 69900** mit Beschreibungen und Begriffen zur Netzplantechnik; zum anderen die fünf Teile der **DIN 69901** mit Festlegungen zu Projektmanagementsystemen.

Die Projektmanagement-Normen fördern mit einer einheitlichen Begriffswelt und mit neuen Konzepten das gemeinsame Verständnis der Beteiligten und unterstützen die anwendenden Organisationen bei der Einrichtung und Synchronisation von Prozessen, Methoden und Projektmanagement-Daten.

Das DIN-Taschenbuch 472 enthält die **DIN 69900** und die fünf Teile der **DIN 69901**. Die neuen Normen bieten konkrete Beschreibungen für die Praxis. So können Organisationen z. B. die in Teil 2 der DIN 69901 abgebildeten Prozessbeschreibungen direkt nutzen, bei spezifischen Projekttypen sind auch Auszüge aus dem Prozessmodell für die Anforderungen individuell kombinierbar. Das Prozessmodell wurde schon als Pilotanwendung erfolgreich erprobt. Ergänzt wird die Normensammlung für das Projektmanagement durch eine wichtige ISO-Qualitätsmanagement-Norm (**DIN-Fachbericht ISO 10006**).

The KEY to Casting Industry and Suppliers 2014



Giesserei Verlag GmbH, Düsseldorf 2013, 14,8 x 21,0 cm, 112 S., ISBN 978-3-87260-171-1, **kostenloses Freiemplar/free of charge**.

Der KEY to Casting Industry and Sup-

pliers 2014 ist ein komprimiertes Nachschlagewerk in englischer Sprache zur Navigation durch die internationalen Beschaffungsmärkte für Gießereien. Hier stellen sich klar strukturiert die international operierenden Lieferanten und Ausrüster vor. Der KEY to Casting macht Märkte transparent. Nutzen Sie dieses Nachschlagewerk bei der Ausschreibung Ihrer Produkt- und Projektanforderungen. Mit dem KEY to Casting finden Sie neue Anbieter. Oder Sie prüfen die Aktualität Ihrer Anbieterdatenbanken – so lassen Sie keine Chance ungenutzt.

Bestellung bei: Giesserei-Verlag GmbH, Postfach 102532 | D-40016 Düsseldorf | Tel.: +49 (0)211 69936-0 | Vertrieb/Sales: -264, Fax: +49 (0)211 69936-266, E-Mail: annette.engels@stahleisen.de, www.giesserei-verlag.de

BDG mit eigenem Nachwuchsmagazin – youcast



Die neue youcast informiert Jugendliche gezielt über Ausbildung und Studium in der Gießerei-Industrie.

Das Thema Nachwuchs- und Führungskräfte-mangel ist landauf, landab ein Thema in vielen Industriesegmente. Der Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie BDG stellt sich dieser Herausforderung aktiv und hat nun ein eigenes Magazin mit dem Titel **youcast** aufgelegt.

„Die Karrierechancen in unserer Industrie sind enorm vielfältig und bieten auf allen Ebenen hervorragende Perspektiven“, erklärt Max Schumacher, Sprecher der Hauptgeschäftsführung des BDG. So stellt das Magazin entsprechendes Ausbildungsberufe, wie den Gießereimechaniker, den Glockengießer oder den technischen Modellbauer vor und bietet Informationen über den Ablauf von Bachelor- und Masterstudiengängen inkl. Hinweisen zu den jeweiligen Hochschulen in Deutschland.

Vor allem aber kommen Jugendliche zu Wort, die einen Einblick in ihren Tagesablauf geben und aus ihrer Sicht darstellen, warum sie sich gerade für diesen Beruf entschieden haben. Ergänzend wird natürlich gezeigt, wofür Gussteile heute und auch in Zukunft eigentlich gebraucht werden: Von der Fahrzeugentwick-

lung über bionische Konstruktionen, die Energietechnik bis zum Möbel- und Interieur-Design ist die Gießerei-Industrie eine der wichtigsten Zulieferbranchen nicht nur in Deutschland. Im Klartext für die Jugendlichen heißt das: Zukunftssichere Jobs und viel Gestaltungsspielraum für die eigene berufliche Zukunft.

Max Schumacher: „Häufig kennen die Jugendlichen und ihre Eltern, aber auch die Berufsberater und Lehrer die Möglichkeiten in unserer Branche zu wenig. Neben den handwerklichen Anforderungen sind vor allem Kreativität, Teamgeist und Begeisterungsfähigkeit gefragt. Das ist besonders interessant für viele junge Frauen. Auch das ist ein wichtiger Punkt für den Nachwuchs.“ Mit der youcast haben die Deutschland weit rund 600 Gießereien nun die Möglichkeit, lokal in Schulen, beim Tag der offenen Tür, am Girls Day etc., für sich als Ausbildungsbetriebe bzw. als zukünftige Arbeitgeber zu werben. Ergänzend wird das Magazin auf Berufsbildungsmessen und regionalen Infoveranstaltungen verteilt werden.

Auf der Webseite www.powerguss.de, die auch eine eigene Ausbildungsplatzbörse enthält, gibt es die **youcast** als PDF: http://www.powerguss.de/fileadmin/content_powerguss/Dateien/youcast01_web.pdf und auch als ePaper: <http://powerguss.bdguss.de/e-paper/youcast/epaper/youcast01-2013/>

Die **youcast** soll künftig zweimal pro Jahr erscheinen. Im November wird der BDG sich an der *Nachwuchsmesse Berufe live* in Köln beteiligen. Für das erste Quartal 2014 ist eine Veranstaltung in Baden-Württemberg geplant. Die Nachwuchskommunikation ist Bestandteil der aktuellen Imagekampagne „Guss – ein starkes Stück Zukunft“ des Bundesverbandes der Deutschen Gießerei-Industrie.

Der Bundesverband der Deutschen Gießerei-Industrie BDG, Düsseldorf, vertritt als Dachorganisation die Interessen von rund 600 deutschen Eisen-, Stahl- und Nichteisen-Metallgießereien mit ca. 80 000 Mitarbeitern. Die Gießerei-Industrie zählt in Deutschland wie auch international zu den wichtigsten Zulieferbranchen für die Automobil- sowie die Maschinenbauindustrie, die Energie- und Medizinwirtschaft. Jedes Jahr beginnen etwa 1.000 Jugendliche eine Ausbildung in einer Gießerei in Deutschland.

2014 Redaktionsplan

Editorial Forecast 2014

Heft Nr. Thema

Issue No. Subject

RS

Editorial
Deadline

ET

Date of
Publication

| | | | |
|-------|--|------------------------|------------------------|
| 1/2 | Gießerei-Anlagen Programm der 58. Österr. Gießerei-Tagung (Bad Ischl, 24./25. April 2014), Vorschau auf das Aalener Gießereikolloquium (Aalen, 7./8. Mai 2014), Vorschau auf die Große Gießereitechnische Tagung 2013 (Hamburg, 15./16. Mai 2014), Statistik der Welt-Gussproduktion 2012 | 17. Januar | 17. Februar |
| | Foundry Equipment Program of 58 th Austrian Foundry Meeting (Bad Ischl, April 24/25 th 2014), Outlook on Gießereikolloquium Aalen (Aalen, May 7/8 th 2014), Outlook on German Foundry Day 2014 (Hamburg, May 15/16 th 2014) 46 th Census of World Casting Production 2012 | Jan. 17 th | Feb. 17 th |
| 3/4 | Form- und Hilfsstoffe Rückblick auf die 10. Duisburger Formstoff-Tage® (18./19. Feb. 2014) | 14. März | 14. April |
| | Moulding and Indirect Materials Retrospective on the 10 th Moulding Materials Congress (Duisburg, Febr. 18/19 th 2014) | March 14 th | April 14 th |
| 5/6 | Qualität und Bauteilprüfung Rückblick auf die 58. Österr. Gießerei-Tagung (Bad Ischl, 24./25. 4. 2014) | 16. Mai | 16. Juni |
| | Quality and Testing of Components Retrospective on the 58 th Austrian Foundry Meeting (Bad Ischl, April 24/25 th 2014) | May 16 th | June 16 th |
| 7/8 | Druckguss und NE-Metallguss Rückschau auf den 14. Int. Deutschen Druckgusstag (Nürnberg, 14./16. Jan. 2014) | 25. Juli | 25. August |
| | Pressure Diecasting and Nonferrous Metalcasting Retrospective on the 14 th Int. German Die casting Day (Nürnberg, Jan.14/16 th 2014) | July 25 th | Aug. 25 th |
| 9/10 | Leichtbau und Simulation ÖGI-Tätigkeitsbericht sowie Fachverbands-Jahresbericht 2013 | 19. Sept. | 13. Okt. |
| | Leight Weight Casting and Simulation Annual Report 2013 of the Austrian Foundry Res. Institute and of the Austrian Foundry Industry | Sept. 19 th | Okt. 13 th |
| 11/12 | Eisen- und Stahlguss Vorschau 15. Int. Deutscher Druckgusstag, Nürnberg, 20./22.Jan. 2015 Redaktionsplan GIESSEREI RUNDSCHAU 2015 | 7. Nov. | 9. Dez. |
| | Iron and Steel Casting Outlook on 15 th Int. German Die casting Congress, Nürnberg, Jan. 20 th /22 nd 2015, Editorial Forecast GIESSEREI RUNDSCHAU 2015 | Nov. 7 th | Dez. 9 th |

RS Redaktionsschluss
ET Erscheinungstermin



Engel von Georg Raphael Donner

Seminar

Druckguss-Technologie

Von den Grundlagen zur Prozessoptimierung

Beschreibung

Dieses Seminar vermittelt in 3 Tagen die Grundkenntnisse des Druckgießens in theoretischer und praktischer Form.

Inhalt

Theoretischer Teil

- Grundlagen der DG-Legierungen (Normen, Zusammensetzungen, Gefüge, Metallurgie,...)
- Schmelzequalität und Schmelzereinigung
- Der Druckgießprozess (Grundlagen und Aufbau)
- Gießgerechtes Konstruieren
- DG-Formauslegung (mathematisch, thermisch, mechanisch)
- Simulation als Werkzeug für einen sauberen DG-Prozess

Praktischer Teil

- Rechnerische Auslegung eines realen Bauteils
- Abgüsse des zuvor ausgelegten Bauteils mittels ÖGI-DG-Maschine (Bühler SC53 D)
- Routinemäßige Qualitätsanalysen (UDIP, ALSPEK, Therm. Analyse)
- Bauteilprüfung mittels Computertomografie, Metallographie
- Prozessoptimierung und Möglichkeiten der Gussfehlererkennung und -vermeidung
- Auswertung und Diskussion der Ergebnisse

Zielgruppe

Projektleiter, Schichtführer, Konstrukteure, Maschineneinsteller

Abschluss

Zertifikat, kurze Abschlussprüfung, Anwesenheitspflicht

Teilnehmerzahl

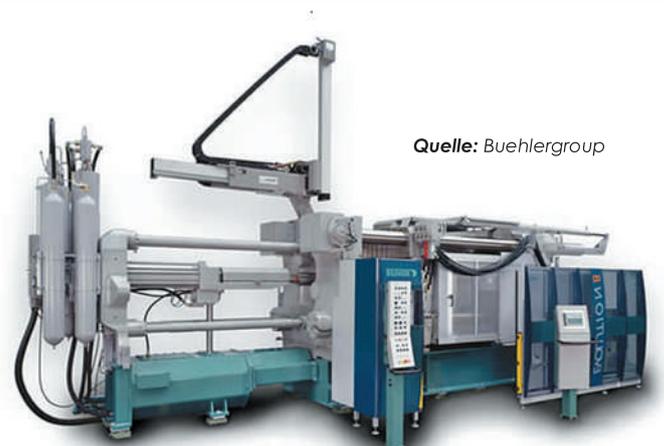
Aufgrund der praktischen Übungen ist die maximale Teilnehmerzahl für dieses Seminar auf 12 Teilnehmer begrenzt, Mindestteilnehmerzahl 6.

(Skripten sind im Preis inkludiert)

Kursort: ÖGI

Termin: 21.05. - 23.05.2014

Preis: € 900,- Netto pro Person



Quelle: Buehlergroup

KONTAKT & ANMELDUNG: Dr. Thomas Pabel

Österreichisches Gießerei-Institut | Parkstraße 21 | 8700 Leoben
Tel.: +43 3842 431010 | Fax: +43 3842 431011 | office@ogi.at | www.ogi.at

Akkreditierte Prüfstelle
EN ISO/IEC 17025



voestalpine Giesserei Traisen GmbH

Stahlguss: 20 – 12.000 kg Liefergewicht / Stk.
Sphäroguss: 20 – 14.000 kg Liefergewicht / Stk.



Besuchen Sie uns unter:
www.voestalpine.com/giesserei_Traisen

voestalpine

EINEN SCHRITT VORAUSS.