

Andreas Bührig-Polaczek
Walter Michaeli
Günter Spur

Handbuch Urformen



HANSER

Edition | Handbuch der Fertigungstechnik

Herausgegeben

von Prof. Dr. h. c. mult. Dr.-Ing. E. h. Dr.-Ing. Günter Spur



Handbuch
Urformen



Handbuch
Umformen



Handbuch Spanen



Handbuch
Wärmebehandeln
und Beschichten



Handbuch Fügen, Handhaben,
Montieren

Andreas Bührig-Polaczek
Walter Michaeli
Günter Spur

Handbuch Urformen

Edition | Handbuch der Fertigungstechnik

HANSER

Die Herausgeber:

Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek

Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. e.h. Walter Michaeli

Prof. Dr. h. c. mult. Dr.-Ing. E. h. Dr.-Ing. Günter Spur †

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek:

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <<http://dnb.d-nb.de>> abrufbar.

ISBN: 978-3-446-42035-9

E-Book-ISBN: 978-3-446-43406-6

Die Wiedergabe von Gebrauchsnamen, Handelsnamen, Warenbezeichnungen usw. in diesem Werk berechtigt auch ohne besondere Kennzeichnung nicht zu der Annahme, dass solche Namen im Sinne der Warenzeichen- und Markenschutzgesetzgebung als frei zu betrachten wären und daher von jedermann benutzt werden dürften.

Alle in diesem Buch enthaltenen Verfahren bzw. Daten wurden nach bestem Wissen erstellt und mit Sorgfalt getestet. Dennoch sind Fehler nicht ganz auszuschließen. Aus diesem Grund sind die in diesem Buch enthaltenen Verfahren und Daten mit keiner Verpflichtung oder Garantie irgendeiner Art verbunden. Autor und Verlag übernehmen infolgedessen keine Verantwortung und werden keine daraus folgende oder sonstige Haftung übernehmen, die auf irgendeine Art aus der Benutzung dieser Verfahren oder Daten oder Teilen davon entsteht.

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Alle Rechte, auch die der Übersetzung, des Nachdruckes und der Vervielfältigung des Buches oder Teilen daraus, vorbehalten. Kein Teil des Werkes darf ohne schriftliche Einwilligung des Verlages in irgendeiner Form (Fotokopie, Mikrofilm oder einem anderen Verfahren), auch nicht für Zwecke der Unterrichtsgestaltung – mit Ausnahme der in den §§ 53, 54 URG genannten Sonderfälle – reproduziert oder unter Verwendung elektronischer Systeme verarbeitet, vervielfältigt oder verbreitet werden.

© Carl Hanser Verlag, München 2014

www.hanser-fachbuch.de

Lektorat: Dipl.-Ing. Volker Herzberg

Herstellung: Steffen Jörg

Satz: Christopher Hayes und Yetvart Ficiciyan, Berlin

Coverconcept: Marc Müller-Bremer, www.rebranding.de, München

Titelillustration: Frank Wohlgemuth, Hamburg

Coverrealisierung: Stephan Rönigk

Druck und Bindung: FIRMENGRUPPE APPL, aprinta druck GmbH, Wemding

Printed in Germany

Vorwort der Bandherausgeber

Im Jahre 1981 erschien die erste Auflage des 1. Bandes aus der Reihe „Handbuch der Fertigungstechnik“, der sich seinerzeit ausschließlich mit den Urformverfahren metallischer Werkstoffe befasste. Die Bedeutung der urgeformten Werkstoffe und die damit verbundenen Verfahren haben sich seitdem deutlich verändert. Neben den vielfältigen Weiterentwicklungen im Zweig der Metalle kommt heute den Kunststoffen und ihrer Verarbeitung eine den Metallen gleichwertige Bedeutung zu. Diesem aktuellen Stand der Technik wird in der hiermit vorliegenden vollständig überarbeiteten Neuauflage sowohl durch die paritätische Aufteilung der Inhalte als auch durch ihre durchgängige Neubearbeitung Rechnung getragen.

Die Aufnahme der Kunststoffe wurde im Rahmen der Neuauflage und der damit verbundenen umfangreichen Revision von Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. mult. Dr.-Ing. E.h. mult. Günter Spur angeregt. Professor Spur verstarb zu unser aller Bedauern kurz vor der Fertigstellung dieses Bandes. Wir verdanken ihm die Initiative zur umfassenden Darstellung der industriellen Fertigungstechnik in mehreren auf die jeweiligen Produktionsverfahren abgestimmten Einzelbänden. Es schuf damit ein gesamthaftes einzigartiges Werk für Praxis und Lehre gleichermaßen. Mit hohem persönlichen Einsatz hat Professor Spur sowohl die erste Auflage initiiert und umgesetzt als auch nach 30 Jahren die zweite Auflage maßgeblich begleitet.

Im vorliegenden Werk werden moderne und innovative Fertigungsverfahren der Urformtechnik und die darin eingesetzten Werkstoffe ausführlich beschrieben und mit zahlreichen Abbildungen und Daten dargestellt. Der Band Urformen gliedert sich in zwei große Teile, Urformen von Metallen (Gießen und Pulvermetallurgie) und Urformen von Kunststoffen. Die Gießereitechnik ist vertreten mit Hauptkapiteln zu den technologischen und wirtschaftlichen Aspekten und Grundlagen des Gießens, den Gusswerkstoffen, den Technologien des Schmelzens und Gießens, der Gussteilfertigung mit verlorenen Formen, der Gussteilfertigung mit Dauerformen, der Gussnachbearbeitung und Fertigstellung der Gussteile zum Versand, der Qualitätssicherung durch Simulation sowie zur Produktplanung und Kalkulation in der Gießerei. Die Pulvermetallurgie umfasst die Bedeutung und Einteilung der Werkstoffe, die Herstellung und Eigenschaften der Sinterpulver, ihre Formgebung und Sinterung sowie die Eigenschaften der Sinterwerkstoffe selbst und beispielhafte Anwendungen. Die Kunststoffverarbeitung gliedert sich in die Hauptkapitel Einführung in die Urformtechnik von Kunststoffen, Aufbereitungstechnik, Extrusion, Spritzgießen, Rotationsformen, Pressen sowie die Herstellung von Formteilen aus Polyurethan.

Am vorliegenden Band haben zahlreiche renommierte Fachleute aus Wissenschaft und Industrie mitgewirkt. Unser Dank gilt allen Autoren der Einzelbeiträge und dem hohen Engagement und Einsatz mit dem sie sich in dieses Werk eingebracht haben. Wir bedanken uns auch bei den Firmen, die uns vielfältiges Bildmaterial zur Verfügung gestellt haben. Darüber hinaus gilt unser besonderer Dank für die umfangreichen Arbeiten in der Koordination des Gesamtwerkes und des Redigierens des gesamten Fachbuches Herrn Dr. Uwe Vroomen, Herrn Dr. Gerald Klaus, Herrn Dr. Matthias Bünck und Herrn Heiner Michels seitens des Gießerei-Instituts sowie vielen aktuellen und ehemaligen Mitarbeitern des IKV. Namentlich möchten wir uns auch bei Herrn Dipl.-Ing. Volker Herzberg vom Carl Hanser Verlag für die sehr gute Zusammenarbeit, Unterstützung und Geduld bedanken.

Aachen, im September 2013

Andreas Bührig-Polaczek

Walter Michaeli

Inhaltsverzeichnis

Vorwort der Bandherausgeber	V
Die Herausgeber	XXV
Autorenverzeichnis	XXVII
I Urformen von Metallen	1
1 Gießen	3
1.1 Technologische und wirtschaftliche Aspekte	7
1.1.1 Einführung in die Technologie des Gießens	7
1.1.1.1 Die Bedeutung der Gießereitechnik	7
1.1.1.2 Übersicht der Form- und Gießverfahren	10
1.1.1.3 Der Gießereibetrieb im wirtschaftlichen Umfeld	12
1.1.2 Wirtschaftliche Bedeutung der Gießereiindustrie	13
1.2 Grundlagen des Gießens	17
1.2.1 Erstarrung	17
1.2.1.1 Entstehung des Gussgefüges	17
1.2.1.2 Erstarrungsmorphologie	18
1.2.2 Schmelzebehandlung	21
1.2.2.1 Kornfeinung, Impfen	21
1.2.2.2 Schmelzezusätze zur Gefügebeeinflussung	23
1.2.2.2.1 Schmelzezusätze zur Gefügebeeinflussung von Aluminium-Legierungen	23
1.2.2.2.2 Schmelzezusätze zur Gefügebeeinflussung von Gusseisen-Legierungen	24
1.2.2.3 Schmelzereinigung	25
1.2.3 Gießeigenschaften	28
1.2.3.1 Formfüllungsvermögen	28
1.2.3.2 Fließvermögen	30
1.2.3.3 Speisungsvermögen	31
1.2.3.4 Warmrissneigung	34
1.2.3.5 Gasaufnahme, Oxidationsneigung	36
1.2.4 Gieß-, Anschnitt- und Speisungstechnik	37
1.2.4.1 Gieß- und Anschnitttechnik	37
1.2.4.2 Speisungstechnik	39
1.3 Gusswerkstoffe	42
1.3.1 Eisenbasis-Gusswerkstoffe	43
1.3.1.1 Eisen-Kohlenstoff-Diagramm	44
1.3.1.1.1 Einflüsse von Kohlenstoff, Silicium und Phosphor auf die grundlegenden Erstarrungsvorgänge von Eisenbasis-Gusswerkstoffen	45
1.3.1.1.2 Einflüsse von Legierungs- und Spurenelementen auf die eutektische Erstarrung	48
1.3.1.1.3 Einflüsse von Legierungs- und Spurenelementen auf die eutektoide Umwandlung	49
1.3.1.1.4 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit	49
1.3.1.2 Stahlguss	51

1.3.1.3	Gusseisen mit Lamellengraphit.....	54
1.3.1.4	Gusseisen mit Kugelgraphit.....	56
1.3.1.5	Sonderwerkstoffe auf der Basis von Gusseisen mit Kugelgraphit	57
1.3.1.6	Gusseisen mit Vermiculargraphit	58
1.3.1.7	Temperguss	58
1.3.1.8	Verschleißbeständige weiße Gusseisenwerkstoffe	59
1.3.2	Nichteisen-Gusswerkstoffe.....	61
1.3.2.1	Aluminiumbasis-Gusswerkstoffe	61
1.3.2.1.1	Legierungssysteme.....	62
1.3.2.1.1.1	Das System AlSi	62
1.3.2.1.1.2	Das System AlMg	67
1.3.2.1.1.3	Das System AlCu	68
1.3.2.1.1.4	Das System AlZn	68
1.3.2.1.1.5	Das System AlLi.....	69
1.3.2.1.1.6	Einfluss der bedeutsamsten Begleitelemente auf die Eigenschaften von Aluminiumgusslegierungen.....	69
1.3.2.1.2	Einfluss des Gießverfahrens auf die Gefügebildung.....	71
1.3.2.1.3	Bezeichnungssystematik der Aluminiumgusswerkstoffe	72
1.3.2.1.4	Korrosionsverhalten von Aluminiumgusslegierungen	72
1.3.2.2	Magnesiumbasis-Gusswerkstoffe.....	75
1.3.2.3	Kupferbasis-Gusswerkstoffe	80
1.3.2.3.1	Gießverfahren	83
1.3.2.3.2	Besonderheiten.....	83
1.3.2.3.3	Produktbeispiele	85
1.3.2.4	Zinkbasis-Gusswerkstoffe	86
1.3.2.5	Zinnbasis-Gusswerkstoffe	88
1.3.2.6	Titanbasis-Gusswerkstoffe	89
1.3.2.6.1	Einsatz von Titanwerkstoffen.....	89
1.3.2.6.2	Historie von Titan und Titanlegierungen	89
1.3.2.6.3	Metallurgie des Titans.....	89
1.3.2.6.4	Titanschmelzen	91
1.3.2.6.5	Titanfeinguss	91
1.3.2.6.6	Alpha-case.....	92
1.3.2.6.7	Gussteilnachbehandlung	92
1.3.2.6.8	Thermische Nachbehandlung von Titanwerkstoffen.....	92
1.3.2.7	Nickelbasis-Gusswerkstoffe	93
1.3.2.8	Kobaltbasis-Gusswerkstoffe	95
1.3.2.9	Gusswerkstoffe für Sonderanwendungen	96
1.3.2.9.1	Implantate	96
1.3.2.9.2	Normenübersicht für Implantatwerkstoffe	96
1.3.2.9.3	Kunstguss.....	96
1.3.2.9.4	Schmuckguss.....	97
1.3.3	Verbundguss und gegossene Verbundwerkstoffe	98
1.3.3.1	Verbundguss	98
1.3.3.2	Gegossene Verbundwerkstoffe.....	99
1.3.4	Konstruieren mit Gusswerkstoffen	102
1.3.4.1	Werkstoffbedingte Einflussgrößen Wanddickenabhängigkeit und Warmrissempfindlichkeit	103
1.3.4.2	Verfahrensbedingte Einflussgrößen, Hinterschneidung, Formschrägen, Bearbeitungszugaben, Toleranzen, Eigenspannungen	106
1.3.4.3	Werkstoffkenndaten	107

1.4	Technologie des Schmelzens und Gießens.....	112
1.4.1	Kupolofen	112
1.4.1.1	Stoff- und Energiebilanz.....	113
1.4.1.1.1	Stoffbilanz	113
1.4.1.1.2	Energiebilanz	114
1.4.1.2	Auslegung und Betrieb eines Kupolofens	115
1.4.1.2.1	Ofendaten	115
1.4.1.2.2	Schmelzleistung.....	115
1.4.1.2.3	Windmenge	116
1.4.1.2.4	Durchgasung.....	117
1.4.1.2.5	Vorwärmung	117
1.4.1.2.6	Kohlenstoffaufnahme („Aufkohlung“)	118
1.4.1.2.7	Windgeschwindigkeit in den Düsen	118
1.4.1.3	Ofensysteme und Gesamtanlagen	119
1.4.1.3.1	Kaltwindofen mit Langzeitfutter.....	119
1.4.1.3.2	Warmwindofen mit Langzeitfutter	120
1.4.1.3.3	Heißwindkupolofen mit Langzeitfutter	120
1.4.1.3.4	Heißwindkupolofen ohne Futter.....	121
1.4.1.3.5	Heißwindkupolofen im Hüttenwerk.....	121
1.4.1.3.6	Erdgasofen mit Langzeitfutter.....	122
1.4.1.3.7	Shuttle-Kupolofen	123
1.4.1.3.8	Vergleich der Betriebsdaten	123
1.4.1.4	Prozessleittechnik.....	124
1.4.1.5	Umweltschutz.....	126
1.4.1.5.1	Staubemissionen	126
1.4.1.5.2	Schwefel- und Stickoxidemissionen.....	126
1.4.1.5.3	Dioxine und Furane	126
1.4.1.5.4	CO ₂ -Emissionen.....	127
1.4.1.5.5	Beste verfügbare Techniken	128
1.4.2	Lichtbogenofen	128
1.4.2.1	Einleitung	128
1.4.2.2	Aufbau.....	129
1.4.3	Induktionsofen.....	135
1.4.3.1	Arbeitsweise und Aufbau von Induktionsofenanlagen	135
1.4.3.1.1	Arbeitsweise und Ofentypen	135
1.4.3.1.2	Gesamtaufbau.....	137
1.4.3.2	Energieversorgung.....	137
1.4.3.3	Auslegung und Gestaltung der Schaltanlage.....	140
1.4.3.4	Wirkungsgrad und Energieeffizienz	142
1.4.3.5	Prozessleittechnik.....	146
1.4.3.6	Feuerfeste Zustellung	148
1.4.3.7	Sicherheitseinrichtungen	149
1.4.3.8	Einsatzkriterien.....	151
1.4.3.8.1	Auswahl des Ofentyps	151
1.4.3.8.2	Baugrößen und Leistungsdaten	152
1.4.4	Widerstandsöfen zum Schmelzen, Warmhalten und Gießen	160
1.4.4.1	Physikalisches Wirkprinzip	160
1.4.4.2	Aufbau von Widerstandsöfen	160
1.4.4.3	Betrieb.....	163
1.4.5	Herdschmelzofen und Schachtschmelzofen	164
1.4.5.1	Verfahrensprinzip	164
1.4.5.2	Metallurgie.....	167

1.4.5.3	Ofenbetrieb.....	168
1.4.6	Schmelzetransport.....	171
1.4.7	Gießeinrichtungen und Dosiertechnik	175
1.4.7.1	Manuelles Gießen mit Gießpfannen.....	175
1.4.7.2	Automatisiertes Gießen mit Gießlöffeln	176
1.4.7.3	Automatisiertes Gießen mit beheizten Gießeinrichtungen (Gießöfen und Dosieröfen)	177
1.5	Gussteilfertigung mit verlorenen Formen.....	181
1.5.1	Modellbau.....	183
1.5.1.1	Aufbau und Konstruktion von Modellen für das Gießen	183
1.5.1.2	Modellbauwerkstoffe	186
1.5.1.3	Modellherstellung.....	189
1.5.2	Formstoffe	193
1.5.2.1	Formgrundstoffe.....	193
1.5.2.2	Formstoffbinder und -härter.....	195
1.5.2.3	Formzusatz- und Hilfsstoffe.....	196
1.5.3	Herstellung verlorener Formen und Kerne unter Verwendung von Dauermodellen.....	197
1.5.3.1	Formverfahren mit mechanischer Verdichtung – Verdichtungsformverfahren.....	199
1.5.3.2	Formverfahren mit chemischer Härtung.....	210
1.5.3.3	Formverfahren mit physikalischer Verfestigung	221
1.5.4	Herstellung verlorener Formen mit verlorenen Modellen	224
1.5.4.1	Vollformgießen	224
1.5.4.1.1	Varianten des Vollformgießens	225
1.5.4.1.2	Das Lost Foam Verfahren	225
1.5.4.1.3	Wirtschaftliche Bedeutung des Lost Foam Verfahrens.....	228
1.5.4.2	Feingussverfahren	229
1.5.5	Rapid Prototyping mit Formstoffen	237
1.5.6	Niederdruck-Sandgießen	245
1.5.7	Formstoffregenerierung.....	248
1.6	Gussteilfertigung mit Dauerformen	252
1.6.1	Formenbau	253
1.6.1.1	Aufbau und Konstruktion von Dauerformen	253
1.6.1.2	Werkstoffe für Dauerformen und deren Wärmebehandlung.....	268
1.6.1.3	Fertigung und Oberflächen-behandlung von Dauerformen	272
1.6.1.4	Wartung von Dauerformen	272
1.6.2	Kokillengießverfahren.....	274
1.6.3	Niederdruck-Gießverfahren	288
1.6.3.1	Grundlagen und Prozessablauf.....	288
1.6.3.2	Niederdruck-Kokillenguss für Nichteisenmetalle	290
1.6.4	Druckgießen.....	297
1.6.4.1	Verfahrensprinzip	298
1.6.4.1.1	Kalt- und Warmkammerverfahren.....	298
1.6.4.1.2	Formfüllvorgang.....	305
1.6.4.1.3	Gießsysteme für das Druckgießen.....	312
1.6.4.1.4	Entlüftung der Druckgießform und Gießen mit Vakuum (Zwangsentlüftung)	314
1.6.4.2	Aufbau der Druckgießmaschinen.....	315
1.6.4.3	Anwendungsgebiete	322
1.6.4.4	Vacuralgießen	325
1.6.4.5	Thixogießen.....	326
1.6.4.6	Squeeze Casting	328
1.6.5	Schleudergießen.....	329

1.6.5.1	Das Schleudergieß-Verfahren (echter Schleuderguss).....	329
1.6.5.1.1	Prinzip und Verfahren.....	329
1.6.5.1.2	Gießprozess.....	330
1.6.5.1.3	Erstarrung.....	331
1.6.5.1.4	Schleudergieß-Formen.....	332
1.6.5.1.5	Formbeschichtung.....	332
1.6.5.1.6	Eigenschaften des Schleudergieß-Verfahrens.....	332
1.6.5.1.7	Anwendungen und Produkte.....	333
1.6.5.2	Das Schleuderformgieß-Verfahren (halber Schleuderguss).....	333
1.6.5.2.1	Prinzip und Verfahren.....	333
1.6.5.2.2	Gießprozess.....	333
1.6.5.2.3	Formen.....	333
1.6.5.2.4	Eigenschaften des Schleuderformgießverfahrens.....	333
1.6.5.2.5	Anwendungen und Produkte.....	334
1.6.5.3	Zentrifugieren (unechter Schleuderguss).....	334
1.6.5.3.1	Prinzip und Verfahren.....	334
1.6.5.3.2	Gießprozess.....	334
1.6.5.3.3	Formen.....	334
1.6.5.3.4	Eigenschaften, Anwendungen und Produkte.....	334
1.6.6	Stranggießen.....	335
1.6.6.1	Geschichte und Stand des Stranggießens.....	336
1.6.6.2	Stranggießen von Stahl.....	337
1.6.6.2.1	Stranggießen von Stahl mit oszillierender Kokille.....	338
1.6.6.2.2	Sonderformen von Stahlstranggießanlagen.....	339
1.6.6.3	Stranggießen von Gusseisen.....	340
1.6.6.4	Stranggießen von Aluminium.....	341
1.6.6.4.1	Horizontalguss.....	341
1.6.6.4.2	Vertikalguss von Walzbarren.....	342
1.6.6.4.3	Vertikalguss von Rundbarren.....	345
1.6.6.4.4	Dünnbandgießen.....	346
1.6.6.5	Strangguss von Kupfer.....	346
1.7	Gussnachbearbeitung und Fertigstellung der Gussteile zum Versand.....	348
1.7.1	Entformen, Entsanden, Entzundern.....	348
1.7.2	Trennen von Anschnitt- und Speisersystem.....	352
1.7.3	Entgraten der Gussteile.....	355
1.7.4	Gussfehlerausbesserung.....	356
1.7.5	Wärmebehandeln und Beschichten.....	358
1.8	Qualitätssicherung und Simulation.....	362
1.8.1	Simulation: Der Blick in die Zukunft.....	363
1.8.2	Physikalische Grundlagen des Gießens.....	363
1.8.2.1	Modelle und Physik: vereinfachte Abbilder der Realität.....	363
1.8.2.2	Die Methoden.....	366
1.8.3	Prozessbeschreibung.....	367
1.8.3.1	Die Basis des Verfahrens - Formfüllung und Erstarrung.....	367
1.8.3.2	Simulation in der Arbeitsvorbereitung - Speisung und Porositäten.....	369
1.8.3.3	Spannungen und Verzug.....	370
1.8.3.4	Die Vielfalt von Gusswerkstoffen.....	373
1.8.4	Anforderungen des Prozesses.....	375
1.8.4.1	Beispiel Dauerformverfahren.....	375
1.8.4.2	Kein Gussteil ohne Form - Sandsimulation.....	376

1.8.4.3	Die Prozesskette.....	377
1.8.5	Gießtechnische Optimierung.....	378
1.8.6	Entwicklungs- und Optimierungswerkzeug Simulation.....	380
1.8.6.1	Potenziale der Integration in die Prozess-Entwicklungskette.....	380
1.8.6.2	Einsparpotenziale durch Simulation.....	382
1.8.7	Voraussetzungen für erfolgreiche Nutzung.....	382
1.8.7.1	Hardware.....	382
1.8.7.2	Unverzichtbare Voraussetzungen: Daten.....	384
1.8.7.3	Simulation im gesamten Unternehmen.....	384
1.9	Produktplanung und Kalkulation in der Gießerei.....	388
1.9.1	Bedeutung der Arbeits- und Ressourcenplanung im ERP/PPS-System.....	388
1.9.2	Gießereitypische Anforderungen an die Produktplanung.....	389
1.9.3	Angebotskalkulation, Auftragsvorkalkulation.....	392
1.9.4	Planungssystematik in einem gießereitypischen MES/PPS-System.....	397
1.9.5	Rückmeldungen und Nachkalkulation im integrierten System.....	398
2	Pulvermetallurgie.....	399
2.1	Bedeutung der Pulvermetallurgie und Einteilung der Werkstoffe.....	401
2.2	Herstellung der Sinterpulver.....	405
2.3	Eigenschaften der Sinterpulver.....	407
2.3.1	Physikalische Eigenschaften.....	407
2.3.1.1	Spezifische Oberfläche.....	408
2.3.1.2	Teilchengröße und Teilchengrößenverteilung.....	408
2.3.1.3	Teilchenform.....	408
2.3.1.4	Härte.....	408
2.3.2	Technologische Eigenschaften.....	409
2.4	Formgebung und Sinterung.....	410
2.4.1	Möglichkeiten der Formgebung.....	410
2.4.1.1	Schüttsinterung (Gravity Sintering).....	410
2.4.1.2	Axiale Presstechnik.....	411
2.4.1.3	Warmpresstechnik (Warm Compaction).....	414
2.4.1.4	Kaltisostatische Presstechnik.....	415
2.4.1.5	Heißisostatisches Verdichten (Hot isostatic pressing - HIP).....	415
2.4.1.6	Pulvermetallurgisches Spritzgießen (Metal Injection Molding).....	415
2.4.1.7	Pulverwalzen.....	417
2.4.1.8	Schlickergießen.....	417
2.4.2	Verfahren der Sinterung.....	417
2.4.2.1	Phänomenologie der Sintertechnik.....	417
2.4.2.2	Sinteratmosphären.....	418
2.4.2.3	Anlagen für den Sinterprozess.....	418
2.4.3	Verfahren unter Anwendung von Druck und Temperatur.....	419
2.4.3.1	Pulverschmieden.....	419
2.4.3.2	Heißisostatisches Pressen.....	420
2.4.3.3	Strangpressen.....	420
2.4.3.4	Sprühkompaktieren.....	420
2.4.3.5	Hochgeschwindigkeitsverdichten.....	420
2.4.4	Nachbearbeitung der Formkörper.....	420

2.4.4.1	Kalibrieren	420
2.4.4.2	Entgraten	421
2.4.4.3	Spanende Bearbeitung	421
2.4.4.4	Infiltration und Imprägnation	422
2.4.4.5	Metallische Überzüge.....	423
2.4.4.6	Beschichtungen aus der Gasphase	423
2.4.4.7	Randschichtverfestigung	423
2.4.4.8	Oberflächenumschmelzen	424
2.4.4.9	Wärmebehandlung	424
2.4.5	Fügen von Sinterisen und Sinterstahl	424
2.5	Eigenschaften von Sinterwerkstoffen	425
2.5.1	Ausbildung der Werkstoffeigenschaften	425
2.5.2	Ausbildung der Oberfläche.....	426
2.5.3	Erzielbare Toleranzen.....	427
2.5.4	Härte von porösen Werkstoffen	428
2.5.5	Festigkeitseigenschaften.....	429
2.6	Beispielhafte Anwendungen von Sinterwerkstoffen	434
2.6.1	Sinterfilter	434
2.6.2	Sintergleitlager.....	435
2.6.3	Axial gepresste Formteile	436
2.6.3.1	Niedriglegierte Werkstoffe.....	436
2.6.3.2	Weichmagnetische Werkstoffe	440
2.6.3.3	Soft Magnetics Composites (SMC)	440
2.6.4	Friktionswerkstoffe.....	441
2.6.5	MIM-Bauteile	442
2.6.5.1	Niedriglegierte FeNiCr-Stähle.....	442
2.6.5.2	Säure- und laugenbeständiger Stahl	443
2.6.5.3	Hitzebeständiger Stahl	444
2.6.5.4	Verschleißbeständiger Stahl.....	444
2.6.5.5	Weichmagnetischer FeSi-Werkstoff.....	445
2.6.5.6	Hochwärmefeste Ni-Basislegierung	445
2.6.5.7	Hartmetalle	445
2.6.5.8	Zweikomponentenbauteile	446
2.7	Zusammenfassung und Ausblick	446
II	Urformen von Kunststoffen	449
1	Einführung in die Urformtechnik von Kunststoffen.....	451
1.1	Einleitung.....	453
1.2	Aufbau der Kunststoffe	453
1.2.1	Makromolekularer Aufbau der Kunststoffe	454
1.2.2	Herstellung von Polymeren	454
1.2.2.1	Polymerisation.....	454
1.2.2.2	Polyaddition	456
1.2.2.3	Polykondensation.....	456
1.2.3	Bindungskräfte in Polymeren	457

1.3	Einteilung der Kunststoffe.....	458
1.3.1	Thermoplaste	459
1.3.1.1	Grundsätzliche Eigenschaften thermoplastischer Kunststoffe	459
1.3.1.2	Unterteilung nach Morphologie bzw. Ordnungszustand	462
1.3.1.2.1	Amorphe Thermoplaste.....	462
1.3.1.2.2	Teilkristalline Thermoplaste.....	463
1.3.1.3	Unterteilung nach Leistungs- bzw. Preisklassen	465
1.3.1.3.1	Standard-Thermoplaste	467
1.3.1.3.2	Technische Thermoplaste.....	467
1.3.1.3.3	Hochleistungskunststoffe	467
1.3.2	Elastomere und Duroplaste	468
1.3.2.1	Elastomere.....	468
1.3.2.1.1	Begriffe	468
1.3.2.1.2	Eigenschaften der Elastomere.....	468
1.3.2.1.3	Einteilung der Kautschuke	469
1.3.2.1.4	Aufbau von Elastomermischungen.....	470
1.3.2.2	Duroplaste	471
1.3.3	Copolymere und Polymergemische.....	472
1.3.3.1	Strukturen von Copolymeren.....	472
1.3.3.2	Kinetik der Copolymerisation	473
1.3.3.3	Beispiele für Copolymere.....	473
1.3.3.3.1	PE/PP-Copolymere	474
1.3.3.3.2	Styrolcopolymere	474
1.3.3.3.3	Flüssigkristalline Kunststoffe	474
1.3.3.3.4	Thermoplastische Elastomere	475
1.3.3.4	Arten von Polymergemischen	475
1.3.3.5	Beispiele für Polymergemische.....	476
1.3.4	Additive und Zuschlagstoffe.....	476
1.3.4.1	Zuschlagstoffe.....	476
1.3.4.1.1	Gleitmittel	476
1.3.4.1.2	Stabilisatoren.....	477
1.3.4.1.3	Antistatika.....	477
1.3.4.1.4	Flammschutzmittel	477
1.3.4.1.5	Farbmittel.....	477
1.3.4.1.6	Weichmacher	477
1.3.4.1.7	Haftvermittler	478
1.3.4.1.8	Treibmittel.....	478
1.3.4.1.9	Duftstoffe.....	478
1.3.4.1.10	Nukleierungsmittel	478
1.3.4.2	Füll- und Verstärkungsstoffe.....	480
1.3.4.2.1	Kugelförmige Füllstoffe.....	480
1.3.4.2.2	Plättchenförmige Füllstoffe	480
1.3.4.2.3	Faserartige Füllstoffe.....	480
1.4	Verarbeitungsrelevante Werkstoffeigenschaften.....	480
1.4.1	Fließigenschaften von Kunststoffschmelzen	480
1.4.1.1	Fließverhalten.....	481
1.4.1.2	Viskoelastische Eigenschaften.....	483
1.4.1.3	Orientierungen	484
1.4.1.4	Messung rheologischer Eigenschaften	484
1.4.1.4.1	MFR-Messgerät	485
1.4.1.4.2	Hochdruckkapillarrheometer.....	485

1.4.1.4.3	Rotationsrheometer	487
1.4.2	Abkühlung aus der Schmelze und Entstehung von inneren Strukturen	488
1.4.2.1	Struktur und innere Eigenschaften	488
1.4.2.2	Das Verformungsverhalten fester Kunststoffe	490
2	Aufbereitungstechnik	493
2.1	Kunststoff-Aufbereitung	495
2.1.1	Compoundieren	496
2.1.2	Rezepturbestandteile	496
2.2	Mischen und Dosieren	497
2.2.1	Feststoffmischer	498
2.2.1.1	Schwerkraftmischer	498
2.2.1.2	Schubmischer	498
2.2.1.3	Fluidmischer	498
2.2.2	Dosieraggregate	498
2.2.2.1	Volumetrische Dosieraggregate	498
2.2.2.2	Gravimetrische Dosieraggregate	500
2.3	Extruder	502
2.3.1	Allgemeiner Aufbau	502
2.3.2	Antriebsmotoren	503
2.3.2.1	Auswahlkriterien, IP-Schutzklassen	503
2.3.2.2	Gleichstromantriebe	504
2.3.2.3	Drehstromantriebe	505
2.3.3	Sicherheitskupplung	506
2.3.4	Getriebe	507
2.3.4.1	Verzahnungen	507
2.3.4.2	Lagerung	507
2.3.4.3	Ölschmieranlage	508
2.3.4.4	Schmierstoffe	508
2.3.4.5	Getriebebauart	508
2.3.4.5.1	Getriebe mit einer Abtriebswelle	509
2.3.4.5.2	Getriebe mit zwei oder mehreren Abtriebswellen	509
2.3.5	Schneckenwellenkupplung	511
2.3.6	Verfahrensteil des Extruders	511
2.3.6.1	Schneckenzyylinder und Schneckenwellen	512
2.3.6.1.1	Temperierung	512
2.3.6.1.2	Verschleißverhalten, Werkstoffe	512
2.3.7	Verfahrenszonen	514
2.3.7.1	Einzugs- und Feststoff-Förderzone	515
2.3.7.2	Aufschmelzzone	516
2.3.7.3	Misch- und Homogenisierzone	516
2.3.7.3.1	Dispersives Mischen	516
2.3.7.3.2	Distributives Mischen	517
2.3.7.4	Entgasungszone	519
2.3.7.4.1	Entgasungsmechanismus	519
2.3.7.4.2	Entgasungsdome	519
2.3.7.4.3	Vakuumanlagen	519
2.3.7.4.4	Standard-Entgasung	520
2.3.7.4.5	Flash-Entgasung	520

2.3.7.4.6	Rest-Entgasung.....	520
2.3.7.4.7	Entgasen mit Schleppmitteln	521
2.3.7.5	Austragszone	522
2.4	Austragsteile.....	523
2.4.1	Zahnradpumpen	523
2.4.2	Schmelzefilter	525
2.4.3	Granuliertvorrichtungen	527
2.4.3.1	Kaltabschlagverfahren	527
2.4.3.1.1	Stranggranulierung	527
2.4.3.1.2	Unterwasserstranggranulierung	528
2.4.3.2	Heißabschlagverfahren	528
2.4.3.2.1	Messerwalzengranulierung.....	528
2.4.3.2.2	Exzentrische Granulierung.....	529
2.4.3.2.3	Zentrische Granulierung.....	529
2.5	Granulatnachbehandlung	532
2.6	Extruderbauarten.....	533
2.6.1	Einschneckenextruder	534
2.6.1.1	Standardbauform.....	534
2.6.1.2	Ko-Kneter.....	536
2.6.2	Dicht kämmende Doppelschneckenextruder.....	537
2.6.2.1	Gegenläufige Doppelschneckenextruder	537
2.6.2.2	Gleichläufige Doppelschneckenextruder	538
2.6.3	Gegenläufige, tangierende Doppelschneckenmischer	540
2.6.4	Mehrschneckenextruder.....	542
2.6.4.1	Planetwalzenextruder	542
2.6.4.2	Ringextruder.....	543
2.6.5	Vergleich der Extrudersysteme.....	544
2.6.6	Extruderauslegung	544
2.7	Verfahrensbeispiele.....	545
2.7.1	Polyolefine.....	545
2.7.2	Technische Kunststoffe.....	546
2.7.3	Pulverlacke und Toner	546
2.7.4	Temperatur- und scherempfindliche Produkte.....	548
2.7.5	Reaktives Aufbereiten	548
2.7.6	Chemische Produkte.....	549
2.7.7	Lebensmitteltechnik.....	549
3	Extrusion.....	553
3.1	Einschneckenextruder	555
3.1.1	Allgemeines	555
3.1.2	Spezifikation der Randbedingungen und Anforderungen des Extruders	558
3.1.3	Prozesse im Plastifizierextruder.....	560
3.1.3.1	Feststoffförderung.....	560
3.1.3.2	Aufschmelzen	562
3.1.3.3	Schmelzeförderung.....	563
3.1.3.4	Mischen/Homogenisieren (Scher- und Mischteile).....	564
3.1.3.5	Zusammenfassende Betrachtung (Verläufe über der Schneckenlänge).....	566
3.1.4	Bauarten von Extrudern und ihre Betriebskennlinien.....	567

3.1.4.1	Glattrohrextruder	567
3.1.4.2	Nutbuchsenextruder.....	567
3.1.4.3	Entgasungsextruder	568
3.1.4.4	Schmelzeextruder	569
3.1.4.5	Schnelllaufende Extruder	570
3.1.4.6	Baureihen	570
3.1.5	Extrusionsmaschinenbau	573
3.1.5.1	Zylinderbaugruppe	573
3.1.5.2	Schnecke.....	573
3.1.5.3	Antriebsstrang.....	573
3.1.5.4	Gestell	574
3.1.5.5	Sensorik, Steuerung und Regelung.....	574
3.1.6	Extrusionssysteme.....	575
3.1.6.1	Zusammenschaltung mit Filtern und Pumpen.....	575
3.1.6.2	Coextruder in Mehrkomponentenanlagen.....	575
3.2	Schmelzefiltration.....	576
3.2.1	Filtrationsgrundlagen.....	576
3.2.2	Aufbau des Filtermediums.....	576
3.2.3	Filtrationssysteme	578
3.2.4	Entwicklung der Bolzensiebwechsler	578
3.2.5	Weitere kontinuierliche Schmelzefilter am Markt.....	581
3.2.6	Zahnradpumpe	582
3.3	Verfahrenstechnische Auslegung von Extrusionswerkzeugen.....	585
3.3.1	Rheologische Auslegung, Simulation, Grundlagen von Mehrschichtströmungen	585
3.3.2	Werkzeuge mit kreisförmigem Austrittsquerschnitt.....	590
3.3.3	Werkzeuge mit ebenem Schlitzquerschnitt	592
3.3.3.1	Bauformen von Breitschlitzwerkzeugen	592
3.3.3.2	Herstellung von Mehrschichtverbunden mit Hilfe von Coextrusionswerkzeugen	594
3.3.3.2.1	Mehrkanalwerkzeuge.....	594
3.3.3.2.2	Adapterwerkzeuge.....	594
3.3.4	Werkzeuge mit kreisringspaltförmigem Austrittsquerschnitt.....	595
3.3.4.1	Stegdornhalter	595
3.3.4.2	Pinolenkopf.....	595
3.3.4.3	Wendelverteiler	596
3.3.4.4	Siebkorbwerkzeug	596
3.3.5	Werkzeuge mit beliebigen Austrittsquerschnitten.....	597
3.3.6	Temperierung.....	599
3.3.6.1	Bauformen und Verwendung.....	599
3.3.6.1.1	Elektrisch beheizte Werkzeuge.....	599
3.3.6.1.2	Flüssigtemperierte Werkzeuge	600
3.3.7	Mechanische Auslegung	600
3.3.7.1	Mechanische Auslegung eines Breitschlitzverteilers.....	601
3.3.7.2	Mechanische Auslegung eines Radialwendelverteilers.....	601
3.4	Verfahrens- und Anlagentechnik zur Herstellung von Extrusionsprodukten.....	602
3.4.1	Rohrextrusion	602
3.4.1.1	Einleitung	602
3.4.1.2	Eingesetzte Kunststoffe	602
3.4.1.2.1	Polyvinylchlorid (PVC)	602
3.4.1.2.2	Polyolefine	603
3.4.1.2.3	Weitere Rohrwerkstoffe	603

3.4.1.3	Rohrtypen	604
3.4.1.3.1	Einschichtige Rohre	604
3.4.1.3.2	Mehrschichtige Rohre	604
3.4.1.3.3	Faserverstärkte Rohre	605
3.4.1.3.4	Großrohre	605
3.4.1.3.5	Ummantelte Stahlrohre.....	605
3.4.1.3.6	Bewässerungsrohre	605
3.4.1.4	Herstellverfahren für Rohre	605
3.4.1.4.1	Materialbeschickung	606
3.4.1.4.2	Extruder	606
3.4.1.4.3	Rohrwerkzeuge	607
3.4.1.4.4	Nachfolgeeinheiten	608
3.4.1.5	Ausblick	610
3.4.2	Proflextrusion.....	610
3.4.2.1	Profile.....	610
3.4.2.2	Extrusionsprozess und Extrusionsverfahren	611
3.4.2.3	Extrusionswerkzeuge.....	612
3.4.2.3.1	Extrusionsdüse	612
3.4.2.3.2	Bauarten	612
3.4.2.3.3	Konstruktive Auslegung und Simulation	613
3.4.2.4	Kalibrierwerkzeug	614
3.4.2.4.1	Bauarten	614
3.4.2.4.2	Konstruktive Auslegung und Simulation	615
3.4.2.5	Post-CoExtrusion.....	616
3.4.2.6	Composite-Extrusion	617
3.4.2.7	Extrusionsanlagen	618
3.4.2.7.1	Vakuumkalibriertisch.....	618
3.4.2.7.2	Profilraupenabzug.....	618
3.4.2.7.3	Profilcutter	619
3.4.2.7.4	Zusatzeinrichtungen.....	619
3.4.3	Folienextrusion.....	620
3.4.3.1	Gießfolienextrusion	620
3.4.3.1.1	Grundlagen der Gießfolienextrusion.....	620
3.4.3.1.2	Anlagen- und Verfahrenstechnik zur Herstellung von Gießfolien	620
3.4.3.1.3	Anlagensteuerung und Automation	623
3.4.3.1.4	Eigenschaften, Anwendungen und Einsatzgebiete von Gießfolien	623
3.4.3.2	Glättwerkverfahren zur Herstellung von Flachfolien und Platten	626
3.4.3.2.1	Aufbau einer Folien- oder Platten-Extrusionsanlage mit Glättwerk	626
3.4.3.2.2	Bauformen von Glättwerken.....	627
3.4.3.2.3	Aufgaben des Glättwerks	627
3.4.3.2.4	Besonderheiten einer Flachfolienanlage	628
3.4.3.2.5	Besonderheiten einer Plattenanlage	629
3.4.3.3	Herstellung kalandrierter Folien	629
3.4.3.4	Blasfolienextrusion	632
3.4.3.4.1	Einleitung.....	632
3.4.3.4.2	Rohstoffe.....	633
3.4.3.4.3	Anwendungen.....	633
3.4.3.4.4	Extruder.....	635
3.4.3.4.5	Blaskopf.....	635
3.4.3.4.6	Schlauchbildungszone.....	636
3.4.3.4.7	Abzug	638

3.4.3.4.8	Automation.....	638
3.4.3.4.9	Sonderbauformen.....	638
3.4.3.5	Extrusion von Schaumfolien und -platten	640
3.4.3.5.1	Eigenschaften von Schaumkunststoffen	640
3.4.3.5.2	Verfahren zur Herstellung von extrudierten Schäumen.....	640
3.4.3.5.3	Anlagentechnik zur Herstellung physikalisch getriebener Schäume	641
3.4.3.5.4	Werkzeugkonzepte bei der Schaumextrusion	643
3.4.3.6	Folienrecktechnologie	646
3.4.3.6.1	Einleitung.....	646
3.4.3.6.2	Biaxiale Folienrekanlagen	648
3.4.3.6.3	Folientypen und Einsatzgebiete.....	656
3.4.3.6.4	Trends für verstreckte Folien	660
3.4.3.7	Wicklertechnologie	662
3.4.3.7.1	Wickelverfahren	662
3.4.3.7.2	Maschinentechnik.....	663
3.4.3.7.3	Prozessführung und Wickeldefekte	664
3.4.4	Extrusionsblasformen	667
3.4.4.1	Anwendungsbereiche für blasgeformte Hohlkörper	667
3.4.4.2	Prozessablauf beim Extrusionsblasformen.....	668
3.4.4.3	Kunststoffe für das Extrusionsblasformen.....	669
3.4.4.4	Maschinentechnik.....	670
3.4.4.4.1	Grundsätzlicher Aufbau einer Blasformmaschine.....	670
3.4.4.4.2	Schlauchköpfe	670
3.4.4.4.3	Kontinuierliche/diskontinuierliche Extrusion	672
3.4.4.4.4	Wanddickensteuerung.....	673
3.4.4.4.5	Schließeinheiten.....	674
3.4.4.4.6	Einzel-/Mehrfach-Kopf Anlagen	676
3.4.4.4.7	Ein-/Doppelstationen-Maschinen.....	676
3.4.4.5	Spezielle Verfahrensvarianten.....	677
3.4.4.5.1	Mehrschicht-(Multilayer)/Coextrusionsblasformen.....	677
3.4.4.5.2	3-D-Blasformen	678
3.4.4.5.3	Blasformen von faserverstärkten Thermoplasten.....	681
3.4.4.5.4	Blow Fill Seal-Verfahren.....	681
3.4.5	Kautschukextrusion.....	683
3.4.5.1	Einführung.....	683
3.4.5.2	Bauarten	684
3.4.5.2.1	Prinzipieller Aufbau	684
3.4.5.2.2	Warmfütterextruder.....	685
3.4.5.2.3	Kaltgummi-Stiftextruder.....	686
3.4.5.2.4	Kaltgummi-Entgasungsextruder.....	688
3.4.5.2.5	Zahnradpumpe	689
3.4.5.2.6	Sonderbauarten	689
3.4.5.3	Extrusionsköpfe und -werkzeuge	689
3.4.5.4	Betriebsverhalten bei der Kautschukextrusion.....	691
3.4.5.4.1	Leistungsgrenzen	691
3.4.5.4.2	Einflussgrößen.....	692
3.4.5.5	Extrusionslinien	693
3.4.5.5.1	Extrusionslinien zur diskontinuierlichen Produktherstellung	694
3.4.5.5.2	Extrusionslinien zur kontinuierlichen Produktherstellung.....	694
3.4.5.5.3	Peripherieeinrichtungen.....	696

3.5	Grundlagen der Mess- und Regelungstechnik für Extrusionsanlagen.....	697
3.5.1	Grundlagen und Herausforderungen.....	697
3.5.2	Mess- und Automatisierungselemente entlang der Prozesskette	697
3.5.2.1	Materialzufuhr und Dosierung	697
3.5.2.1.1	Materialzufuhr.....	697
3.5.2.1.2	Gravimetrische Dosierung.....	698
3.5.2.1.3	Batchdosierung.....	698
3.5.2.1.4	Volumetrische Dosierung.....	698
3.5.2.2	Mess- und Regelungsgrößen am Extruder	699
3.5.2.2.1	Extruderzylinder und Extruderschnecke	699
3.5.2.2.2	Siebe.....	699
3.5.2.2.3	Schmelzepumpe	699
3.5.2.2.4	Flansche, Rohrverbindungen, Feedblock	700
3.5.2.3	Mess- und Regelungsgrößen an der Düse	700
3.5.2.3.1	Temperaturregelung und Druckmessung	700
3.5.2.4	Kühlung, Kalibrierung, Produktentnahme	700
3.5.3	Messen und Regeln der Qualitätseigenschaften	700
3.5.3.1	Dickenmessung	700
3.5.3.2	Dickenregelung in Extrusionsrichtung	701
3.5.3.3	Dickenregelung quer zur Extrusionsrichtung (Dickenverteilung)	701
3.5.3.3.1	Flachfolie	701
3.5.3.3.2	Blasfolie	702
3.5.3.3.3	Rohre, Kabelummantelung, Profilextrusion	702
3.5.3.3.4	Blasformdüse	702
3.5.3.4	Weitere Qualitätsmerkmale	702
3.5.4	Aufbau eines Automatisierungssystems	703
3.5.5	Entwicklungstendenzen.....	703
4	Spritzgießen	705
4.1	Wirtschaftliche Bedeutung	709
4.2	Der Spritzgießzyklus.....	711
4.2.1	Verfahrensablauf.....	711
4.2.2	Dosierphase.....	712
4.2.3	Einspritzphase.....	712
4.2.4	Nachdruckphase.....	716
4.2.5	Kühlphase.....	717
4.3	Produktentwicklung beim Spritzgießen	717
4.3.1	Erstellen der Anforderungsliste.....	718
4.3.2	Machbarkeitsstudie	718
4.3.3	Erstellen des Projektplans	719
4.3.4	Produktgestaltung/Aufgaben der Entwicklungsteams	719
4.3.5	Werkstoffauswahl	719
4.3.6	Konstruktion/Rapid Prototyping	721
4.3.6.1	Mechanische Auslegung/Dimensionierung	721
4.3.6.2	Rheologische Auslegung	722
4.3.7	Werkzeugauslegung	723
4.3.8	Erprobung	723

4.4	Maschinentechnik.....	724
4.4.1	Einführung.....	724
4.4.2	Plastifizier- und Einspritzeinheit.....	725
4.4.2.1	Trichter	725
4.4.2.2	Schneckensysteme.....	726
4.4.2.3	Rückstromsperre (RSP)	732
4.4.2.4	Maschinendüse.....	732
4.4.2.5	Zylinderbeheizung.....	733
4.4.2.6	Schneckenantrieb	735
4.4.2.6.1	Rotatorischer Schneckenantrieb.....	735
4.4.2.6.2	Translatorischer Schneckenantrieb.....	737
4.4.3	Antriebssysteme von Spritzgießmaschinen	739
4.4.4	Schließeinheiten.....	743
4.4.4.1	Schließeinheiten mit mechanischer Zuhaltung.....	744
4.4.4.2	Schließeinheiten mit hydraulischer Zuhaltung.....	746
4.5	Spritzgießwerkzeugtechnik.....	751
4.5.1	Aufgaben des Spritzgießwerkzeugs.....	752
4.5.2	Funktionskomplexe von Spritzgießwerkzeugen.....	752
4.5.2.1	Angusssystem.....	752
4.5.2.2	Kavität zur Ausformung der Schmelze	757
4.5.2.3	Temperiersystem.....	757
4.5.2.4	Entformungssystem.....	761
4.5.2.5	Nebenfunktionen: Führung und Zentrierung, Maschinen- und Kraftaufnahme, Bewegungsübertragung	764
4.5.3	Einteilung und Klassifikation von Spritzgießwerkzeugen	766
4.5.3.1	Unterscheidung nach Anzahl der Trennebenen.....	766
4.5.3.2	Unterscheidung nach Art der Entformung.....	767
4.5.3.3	Unterscheidung nach Art der Angusstemperierung	767
4.5.3.4	Unterscheidung nach Art der Kraftaufnahme	768
4.5.4	Integrierte Bauteil- und Werkzeugkalkulation	768
4.5.4.1	Einflussfaktoren, Stellgrößen für die Bauteilkosten.....	769
4.5.4.2	Einflussfaktoren, Stellgrößen für die Werkzeugkosten	770
4.5.4.3	Kalkulationsverfahren für die Ermittlung von Werkzeugkosten.....	770
4.5.4.3.1	Empirische Verfahren.....	771
4.5.4.3.2	Das Prinzip der Kostenfunktion.....	771
4.5.4.3.3	Das Prinzip der Kostenähnlichkeit.....	772
4.5.4.3.4	Ressourcenorientierte Prozesskosten-Rechnung.....	772
4.5.4.3.5	Unterstützung der Werkzeugkalkulation durch spezialisierte Software	772
4.5.5	Sonderwerkzeuge	773
4.5.5.1	Mehrkavitätenwerkzeuge	773
4.5.5.2	Familienwerkzeuge.....	774
4.5.5.3	Etagenwerkzeuge	774
4.5.5.4	Etagenwendetechnik	776
4.5.5.5	Tandemwerkzeuge	777
4.6	Prozessverlauf der Formteilbildung beim Spritzgießen	779
4.6.1	Prozessphasen	779
4.6.1.1	Einspritzphase.....	779
4.6.1.2	Umschaltphase	782

4.6.1.3	Nachdruckphase.....	782
4.6.1.4	Abkühlphase.....	784
4.6.2	Zusammenhang zwischen Verarbeitung und der Struktur-Eigenschaftsbeziehung.....	786
4.6.2.1	Orientierungen.....	787
4.6.2.2	Schwindung und Verzug.....	790
4.6.2.3	Kristallisation.....	794
4.6.2.4	Eigenspannungen.....	797
4.6.2.5	Weitere Prozesseinflüsse auf die inneren Eigenschaften.....	799
4.6.2.6	Fazit.....	799
4.6.3	Prozessüberwachung beim Spritzgießen.....	800
4.6.3.1	SPC.....	800
4.6.3.2	Prozessüberwachung mit Maschinenkennzahlen.....	800
4.6.3.3	Prozessüberwachung mit Sensoren im Werkzeug.....	800
4.6.3.4	Qualitätsüberwachung mit Prozessmodellen.....	802
4.6.3.5	Prozesssteuerung und -regelung mit Sensoren im Werkzeug.....	803
4.6.4	Typische Fehler beim Spritzgießen – Ursachen und Strategien zur Beseitigung.....	803
4.6.4.1	Einführung.....	803
4.6.4.2	Grundlagen.....	804
4.6.4.3	Vorgehensweise zur Fehler-identifizierung und Fehlerdiagnose.....	804
4.7	Automation in der Spritzgießverarbeitung.....	811
4.7.1	Einführung.....	811
4.7.2	Produkt- und Werkzeuggestaltung.....	811
4.7.2.1	Produktgestaltung.....	811
4.7.2.2	Werkzeuggestaltung.....	811
4.7.2.3	Werkzeugwechsel.....	812
4.7.3	Handling.....	813
4.7.3.1	Roboterwahl.....	813
4.7.3.2	Freiheitsgrad und Arbeitsraum.....	813
4.7.3.3	Antriebe.....	813
4.7.3.4	Roboterarten.....	813
4.7.3.5	Greifer.....	815
4.7.4	Effiziente Fertigungszellen.....	816
4.7.5	Vorbearbeitung.....	817
4.7.6	Nachbearbeitung.....	817
4.7.7	Prüftechnik.....	818
4.7.8	Verpacken und Transportieren.....	819
4.7.9	Interaktion.....	819
4.7.9.1	Ergonomie.....	819
4.7.9.2	Schnittstellen nach Euromap.....	819
4.7.9.3	Steuerung.....	819
4.7.10	Entscheidungshilfen zur Auswahl der optimalen Automation.....	820
4.7.11	Anwendungsbeispiele.....	821
4.8	Sonderverfahren des Spritzgießens.....	824
4.8.1	Mehrkomponenten-Spritzgießen.....	824
4.8.1.1	Additionsverfahren.....	824
4.8.1.2	Serielle Verfahren.....	825
4.8.1.3	Simultane Verfahren.....	827
4.8.1.4	Sequenzverfahren.....	829
4.8.1.5	Sandwich-Spritzgießen.....	829

4.8.2	Fluidinjektionstechnik	833
4.8.2.1	Gasinjektionstechnik.....	836
4.8.2.2	Wasserinjektionstechnik	837
4.8.2.3	Gasaußendrucktechnik	838
4.8.3	Schaumspritzgießen	840
4.8.3.1	Einteilung verschiedener Schaumtypen.....	840
4.8.3.2	Eigenschaften von Schäumen	840
4.8.3.3	Treibmittelarten.....	840
4.8.3.4	Mechanismen der Schaumbildung	842
4.8.3.5	Verfahren zum Schaumspritzgießen	842
4.8.3.6	Schäumverfahren zum Erzeugen guter Oberflächen.....	844
4.8.4	Mikrospritzgießen.....	847
4.8.4.1	Werkzeugtechnik	847
4.8.4.2	Fertigungsverfahren für mikrostrukturierte Kavitäten	849
4.8.4.3	Maschinentechnik.....	849
4.8.5	Hinterspritztechnik	852
4.8.5.1	Übersicht über die Verfahren.....	854
4.8.5.2	Maschinentechnik für das Hinterspritzen	857
4.8.5.3	Werkzeugtechnik für die Hinterspritztechnik.....	857
4.8.5.4	Automatisierung der Hinterspritztechnik.....	858
4.8.6	Spritzprägen	859
4.8.6.1	Einführung.....	859
4.8.6.2	Schließprägen.....	861
4.8.6.3	Schließprägen mit Masseausdrücken.....	861
4.8.6.4	Expansionsprägen (Atmungsprägen)	861
4.8.6.5	Zweistufiges Expansionsprägen	861
4.8.6.6	Keil-Prägen.....	862
4.8.6.7	Spritzprägeprozess - Besonderheiten im pVT-Diagramm	862
4.8.7	Transfer Moulding (Spritzpressen)	864
4.8.8	Injection Transfer Moulding	868
4.8.8.1	Injection Transfer Moulding in der Elastomerverarbeitung.....	868
4.8.8.2	Injection Transfer Moulding in der Thermoplastverarbeitung	870
4.8.9	Schmelzkerntechnik.....	872
4.8.9.1	Einleitung.....	872
4.8.9.2	Verarbeitungsverfahren mit „verlorenen Kernen“	872
4.8.9.3	Verfahrensbeschreibung.....	873
4.8.10	Insert-/Outserttechnik	877
4.8.10.1	Inserttechnik.....	877
4.8.10.2	Outserttechnik	879
4.8.11	Hybridtechnik.....	883
4.8.11.1	Funktionsprinzip.....	883
4.8.11.2	Materialauswahl.....	883
4.8.11.3	Konstruktion	884
4.8.11.4	Fertigungsprozess.....	885
4.8.11.5	Anwendungen.....	886
4.8.12	Pulverspritzgießen.....	887
4.8.12.1	Vorteile und Anwendungsgebiete des Pulverspritzgießens	887
4.8.12.2	Das Pulverspritzgießverfahren	887
4.8.12.3	Optimierung der Bauteilgeometrie für den Pulverspritzguss.....	888
4.8.12.4	Toleranzen vom PIM-Bauteilen.....	888

5	Rotationsformen	891
5.1	Einführung	893
5.2	Grundlagen	893
5.3	Werkstoffe für das Rotationsformen	894
5.4	Maschinentechik.....	894
5.5	Werkzeuge und Bauteilauslegung	896
5.5.1	Werkzeuge.....	896
5.5.2	Bauteilauslegung.....	896
5.5.3	Verfahrensvarianten.....	897
5.6	Wirtschaftlichkeit und Vergleich mit anderen Verfahren	898
6	Pressen	899
6.1	Pressen von Elastomeren.....	901
6.1.1	Die Presse.....	901
6.1.2	Die Werkzeuge.....	902
6.1.3	Verfahrensablauf.....	902
6.1.4	Vor- und Nachteile des Pressverfahrens.....	903
6.2	Pressen von faserverstärkten Kunststoffen	903
6.2.1	Maschinen- und Werkzeugtechnik.....	903
6.2.2	Fließpressen von SMC.....	904
6.2.3	Fließpressen von thermoplastischen Werkstoffen.....	906
7	Herstellung von Formteilen aus PUR	909
7.1	Werkstoff nach Maß durch Chemie und Verarbeitung.....	911
7.2	Grundlagen der PUR-Verfahrenstechnik.....	911
7.2.1	Verfahren zur Dosierung und Vermischung von PUR-Rohstoffen	912
7.2.2	Nukleierung und Treibmittel.....	916
7.3	Anlagentechnik RIM und Reaktionsgießen	918
7.3.1	Formgebungswerkzeug.....	918
7.3.2	Transporteinrichtungen	918
7.4	Anwendungstechniken	920
7.4.1	Gießen von PUR-Formteilen.....	920
7.4.1.1	Gießen von PUR-Elastomeren.....	920
7.4.1.2	Gießen von massiven oder geschäumten Formteilen.....	920
7.4.2	RIM-Technik als Sonderform des Reaktionsgießens	921
7.4.2.1	Verarbeitungstechnik	921
7.4.2.2	RIM-Werkstoffe.....	922
7.4.2.3	RRIM: Herstellung verstärkter RIM-Formteile	922
7.4.2.4	Typische Anwendungen.....	922
7.4.3	Herstellung langfaser-verstärkter PUR-Bauteile	922
7.4.3.1.	Structural Reaction Injection Moulding (S-RIM) Verfahren.....	922
7.4.3.2	S-RIM-Sandwichbauteile	923
7.4.3.3	Faserverstärkte Bauteile hergestellt im Sprühverfahren	923
7.4.4	Herstellung von PUR-Kühlmöbeln.....	924

Die Herausgeber

Gesamtherausgeber

Prof. Dr. h. c. mult. Dr.-Ing. E. h. Dr.-Ing. Günter Spur

Professor Günter Spur, geboren am 28. Oktober 1928 in Braunschweig, verstorben am 19. September 2013 in Kopenhagen, war emeritierter Professor der Technischen Universität Berlin. Nach seinem Studium an der Technischen Hochschule Braunschweig und mehrjähriger Tätigkeit als Assistent und Oberingenieur am Institut für Werkzeugmaschinen und Fertigungstechnik wirkte er mehrere Jahre in leitender Funktion bei der Gildemeister AG, Bielefeld. Ab 1965 leitete Professor Spur über Jahrzehnte das Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb der TU Berlin sowie das Fraunhofer-Institut für Produktionsanlagen und Konstruktionstechnik. In der Zeit von 1991 bis 1996 war er Gründungsrektor der Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus. Professor Spur hat bedeutende Beiträge zur Produktionswissenschaft geleistet – vor allem auf den Gebieten der Werkzeugmaschinen und der Fertigungstechnik, des Fabrikbetriebes sowie der rechner-integrierten Produktion und Automatisierung. Über 1.000 Zeitschriften- und Buchveröffentlichungen sowie zahlreiche Vorträge im In- und Ausland sind Bestandteil seiner Forschungsarbeiten. Günter Spur war Mitglied in zahlreichen wissenschaftlichen Institutionen und Akademien. Seine Verdienste als Wissenschaftler und Hochschullehrer wurden auch international durch hohe Auszeichnungen und Ehrungen gewürdigt.

Bandherausgeber

Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek

Professor Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek, geboren am 28.6.1959 in Stuttgart, studierte Hüttenkunde an der TU Berlin und Gießereikunde an der RWTH Aachen, wo er 1992 promovierte. Von 1992 bis 1998 war er Gruppenleiter am Gießerei-Institut der RWTH Aachen. Von 1998 bis 2002 war er Professor für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben und in Personalunion Geschäftsführer des Österreichischen Gießerei-Instituts, Leoben. 2002 erhielt er den Ruf auf die Professur für Gießereikunde am Gießerei-Institut der RWTH Aachen und ist seitdem auch Geschäftsführender Vorstandsvorsitzender des An-Institutes ACCESS e.V. Materials & Processes. 2011 erhielt er den Merton C. Flemings Award, ACRC, MPI, Worcester, USA. Er ist seit 2011 Sprecher des Studenttags Materialwissenschaft und Werkstofftechnik (StMW) sowie seit 2013 Gründungsmitglied und Sprecher des Fakultätentages Materialwissenschaft und Werkstofftechnik (F MatWerk). Weiterhin ist er seit 2012 im Vorstand des Wissenschaftlichen Arbeitskreises der Universitäts-Professoren der Werkstofftechnik e.V. (WAW) und Gründungsmitglied der Akademischen Interessensvertretung Gießereitechnik (AIG), des Aluminium Engineering Centers e.V. (aec) und des Forschungsclusters AMAP GmbH. Ferner ist er als Vorstandsmitglied, Beirat und Mitglied in Verbänden und Stiftungen tätig.

Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E. h. Walter Michaeli

Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. Walter Michaeli hat sich durch viele wesentliche Beiträge auf dem Gebiet der Kunststofftechnik ausgezeichnet, die in zahlreichen Zeitschriften- und Buchveröffentlichungen dokumentiert sind. Von 1989 bis 2011 hatte er den Lehrstuhl für Kunststoffverarbeitung an der Fakultät für Maschinenwesen der RWTH Aachen inne. Er leitete gleichzeitig das Institut für Kunststoffverarbeitung (IKV) an der RWTH Aachen und war Geschäftsführer der Fördervereinigung des Instituts, der 250 namhafte Unternehmen der Kunststoffbranche angehören. Das von Michaeli bis 2011 geleitete Institut für Kunststoffverarbeitung, welches sich mit der Erforschung und Beschreibung der Zusammenhänge zwischen dem Werkstoff „Kunststoffe“, der Gestaltung von Kunststoffbauteilen und deren Herstellung befasst, genießt Weltruf.

An der Schnittstelle von Forschung, Wissenschaft und Industrie ist Professor Michaeli in zahlreichen Vorständen, Beiräten, Kuratorien, Foren, Editorial Boards und Arbeitskreisen ehrenamtlich aktiv. Er hat zahlreiche Ehrungen und Auszeichnungen erhalten, darunter 1998 die Ernennung zum Dr.-Ing. E.h. durch die Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Im Jahr 2009 wurde ihm das Bundesverdienstkreuz Erster Klasse verliehen. Im November 2010 würdigt ihn die AiF für seinen Brückenbau zwischen Wirtschaft und Wissenschaft mit der Otto von Guericke-Medaille.

Zum 1. Oktober 2011 wurde Professor Michaeli zum Sekretar der Technikwissenschaftlichen Klasse der Berlin-Brandenburgischen Akademie der Wissenschaften berufen.

Autorenverzeichnis

Dipl.-Ing. Otto Altmann, ASK Altmann Systemengineering Kunststofftechnik, Rosenheim

Dr.-Ing. Daniel Ammer, Projektleiter Entwicklung, KraussMaffei Technologies GmbH, München

Prof. Dipl.-Ing. Dr. Helmut Antrekowitsch, Montanuniversität Leoben

Dipl.-Ing. Martin Backmann, Windmüller und Hölscher KG, Lengerich

Prof. Dr.-Ing. habil. Dr.-Ing. E. h. Rüdiger Bähr, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Institut für Fertigungstechnik und Qualitätssicherung, Bereich Ur- und Umformtechnik

Dr.-Ing. Thomas Baranowski, Ford-Forschungszentrum Aachen GmbH, Aachen

Dr. Frank Baumgärtner, Schunk Sintermetalltechnik GmbH, Heuchelheim

Dr.-Ing. Eduard Bergweiler, aixtrusion GmbH, Arnsberg

ao. Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr. Prof. Christian Bernhard, Montanuniversität Leoben

Dipl.-Ing. Samuel Bogner, RWTH Aachen University, Gießerei-Institut

Dr.-Ing. Jürgen Breil, Brückner Maschinenbau GmbH, Siegsdorf

Dr.-Ing. Thomas Brümmer, Freudenberg Forschungsdienste KG, Weinheim

Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek, Lehrstuhl für das gesamte Gießereiwesen und Gießerei-Institut, RWTH Aachen University, Gießerei-Institut

Dr.-Ing. Matthias Bünck, ACCESS e.V., Aachen

Dipl.-Ing. Thomas Burbach, Hochschule für Technik, Institut für Produkt- und Produktionsengineering, Windisch, Schweiz

Dr.-Ing. Erwin Bürkle, Wobbe Bürkle Partner, Geretsried

Dr. rer. nat. Rainer Dahlmann, Institut für Kunststoffverarbeitung (IKV) an der RWTH Aachen

Prof. Rüdiger Deike, Institut für Angewandte Materialtechnik der Uni Duisburg-Essen, Duisburg

Dipl.-Ing. Helmut Eckardt, Wittmann Battenfeld GmbH, Meinerzhagen

Dr.-Ing. Athanassios Elas, BREYER GmbH, Singen

Dr.-Ing. Björn Fink, Victrex Europa GmbH, Hofheim

M.Sc. Sebastian F. Fischer, RWTH Aachen University, Gießerei-Institut

Dr.-Ing. Laura Florez, SIGMA Engineering GmbH, Aachen

Dr.-Ing. Oliver Grönlund, B.Braun Melsungen AG, Melsungen

Dipl.-Ing. Veronika Groten, RWTH Aachen University, Gießerei-Institut

Dr.-Ing. Katrin Hagemann, MediMet Precision Casting and Implants Technology GmbH, Stade

Dipl.-Ing. Bernhard Helbich, simcon kunststofftechnische Software GmbH, Würselen

Dr.-Ing. Jan Hensele, Vorwerk & Co. KG, Wuppertal

Dr.-Ing. Andreas Herold, Robert Bosch GmbH, Waiblingen

Dipl.-Ing. Tilo Hildebrand, Selit-tec Dämmsysteme GmbH, Erbes-Büdesheim

Dipl.-Ing. Rudolf Hillen, Product Development der StrikoWestofen GmbH, Wiehl-Bomig

Dr.-Ing. Simon Hollad, Doncasters Precision Castings Bochum GmbH, Bochum

Georg P. Holzinger, Leiter Forschung & Entwicklung,
KraussMaffei Technologies GmbH

Dipl.-Ing. Todor Ivanov, Kolbenschmidt Pierburg,
Shanghai Nonferrous Components Co. Ltd. Shanghai,
China

Prof. Ansgar Jaeger, Fachhochschule Würzburg-
Schweinfurt

Prof. Dr.-Ing. Friedrich Johannaber, Lohmar

Dr.-Ing. Roland Kahn, Ing.-Büro Kahn GbR, Ehrings-
hausen

Dr.-Ing. Gerald Klaus, Nematik Dillingen GmbH,
Dillingen

Dr.-Ing. Ingo Kleba, Geschäftsführer der RÜHL
PUROMER GmbH, Friedrichsdorf

Dipl.-Ing. Eike Klünker, Institut für Kunststoffverar-
beitung (IKV) an der RWTH Aachen

Prof. Christian Kohlert, Klöckner Pentaplast GmbH &
Co. KG, Heiligenroth

Dr. Lothar Köster, Hamburg

Dr.-Ing. Christoph Kremer, Döllken Kunststoffverar-
beitung GmbH, Gladbeck

Dr. Norbert Kreth, Battenfeld Extrusionstechnik
GmbH, Bad Oeynhausen

Stefan Krenz, Kreyenborg GmbH, Münster

Dr.-Ing. Dirk Kropp, Polymer-Tec GmbH, Bad Sobern-
heim

Dr.-Ing. Bin Lao, Audi AG, Ingolstadt

Dr. Michael Lemperle, Küttner GmbH & Co.KG, Essen

Dr.-Ing. Christoph Lettowsky, Reifenhäuser Kiefel
Extrusion GmbH, Troisdorf

Dipl.-Hdl. Heiko Lickfett, Referatsleitung Volkswirt-
schaft der BDG Bundesverband der Deutschen
Gießerei-Industrie

Dr.-Ing. Oliver Lingk, 3M Deutschland GmbH, Neuss

Dr.-Ing. Dexin Ma, RWTH Aachen University, Gießerei-
Institut

Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E. h. Walter Michaeli, bis Juli
2011 Leiter des Instituts für Kunststoffverarbeitung
(IKV) an der RWTH Aachen

Dipl.-Ing. Heiner Michels, RWTH Aachen University,
Gießerei-Institut

Dipl.-Ing. Andreas Neuß, Institut für Kunststoffverar-
beitung (IKV) an der RWTH Aachen

Dr.-Ing. Stefanie Nickel, LANXESS Deutschland
GmbH, Leverkusen

Dr.-Ing. Christian Oberschelp, Nematik Dillingen GmbH,
Frankfurt am Main

Prof. Dr.-Ing. Friedrich Ohlendorf, Hochschule für
Angewandte Wissenschaften Hamburg

Dr.-Ing. Kai Opdenwinkel, Helix Medical Europe KG,
Kaiserslautern

Dr. Hartmut Ortloff, RGU GmbH, Dortmund

Dr.-Ing. Falco Paepenmüller, Windmüller und Hölscher
KG, Lengerich

Dr. Frank Petzold, Fraunhofer-Institut für Fertigungs-
technik und Angewandte Materialforschung – IFAM,
Bremen

Dr.-Ing. Tobias Pfefferkorn, BASF SE, Ludwigshafen

Dipl.-Ing. Hartmut Polzin, Gießerei-Institut an der TU
Bergakademie Freiberg

Dipl.-Ing. Andre Potthoff, Walter Potthoff GmbH,
Meinerzhagen

Dipl.-Ing. Dipl.-Wirt. Ing. Florian Puch, Institut für
Kunststoffverarbeitung (IKV) an der RWTH Aachen

Dipl.-Ing. Yann Queudeville, RWTH Aachen University,
Gießerei-Institut

Dr.-Ing. Arno Rogalla, Rogalla Consulting, Bad
Bromstedt

Dr.-Ing. Bernd Rothe, Bayer MaterialScience AG,
Leverkusen

Hans-Joachim Sämann, Coperion Werner & Pfeleiderer
GmbH & Co. KG, Stuttgart

Dr.-Ing. Micha Scharf, Phoenix Contact GmbH & Co.
KG, Blomberg

Dipl.-Wirtsch.-Ing. Stefan Scharf, Otto-von-Guericke-
Universität Magdeburg, Institut für Fertigungstechnik
und Qualitätssicherung, Bereich Ur- und Umformtech-
nik

Dipl.-Ing. Gabriel Schenke, RWTH Aachen University,
Gießerei-Institut

Dr. Reinhard Schiffers, KraussMaffei Technologies
GmbH

Dr.-Ing. Michael Schlumm, Schmitz Cargobull AG,
Horstmar

Manuela Schmidbauer, Leitung Vertrieb, KraussMaffei
Automation AG

Dr. Wilfried Schmitz, Otto Junker GmbH, Simmerath-
Lammersdorf

Dr.-Ing. Andreas Schobel, BASF SE, Ludwigshafen

Prof. Dr.-Ing. Volker Schöppner, Institut für Kunststoff-
technik KTP, Paderborn

Dipl.-Ing. Harald Schwickal, BMW AG, Landshut

Dr.-Ing. Torsten Schmitz, Windmüller und Hölscher KG,
Lengerich

Dr. Oliver Schnerr, Kistler Instrumente AG,
Winterthur, Schweiz

Meinhard Schwaiger, Technoplast Kunststofftechnik
GmbH & Co. KG, Micheldorf in Oberösterreich

Dr.-Ing. Henning Seidel, RKW SE, Frankenthal

Dr. Jörg C. Sturm, MAGMA, Aachen

Dipl.-Ing. Emir Subasic, ACCESS e.V., Aachen

M.Sc. Sebastian Tewes, Nemak Dillingen GmbH,
Aachen

Dr. Michael Thielen, Polymedia Publisher GmbH,
Mönchengladbach

Dr.-Ing. Dietmar Trauzeddel, Otto Junker GmbH,
Simmerath-Lammersdorf

Dr. Arne Treppschuh, Stahlwerk Bous, Bous

Dr.-Ing. Uwe Vroomen, RWTH Aachen University,
Gießerei-Institut

Dr.-Ing. Roland Wehmeyer, A. Schulman GmbH,
Kerpen

Dr.-Ing. Hans Wobbe, Wobbe Bürkle Partner,
Geretsried

Dipl.-Ing. Eike Wüller, Siemens AG, Voerde

Dipl.-Ing. Olaf Zöllner, Bayer MaterialScience AG,
Leverkusen

Urformen von Metallen

Gießen

1.1 Technologische und wirtschaftliche Aspekte.....	7
1.1.1 Einführung in die Technologie des Gießens.....	7
1.1.2 Wirtschaftliche Bedeutung der Gießereiindustrie	13
1.2 Grundlagen des Gießens.....	17
1.2.1 Erstarrung.....	17
1.2.2 Schmelzebehandlung.....	21
1.2.3 Gießeigenschaften.....	28
1.2.4 Gieß-, Anschnitt- und Speisungstechnik.....	37
1.3 Gusswerkstoffe	42
1.3.1 Eisenbasis-Gusswerkstoffe	43
1.3.2 Nichteisen-Gusswerkstoffe.....	61
1.3.3 Verbundguss und gegossene Verbundwerkstoffe	98
1.3.4 Konstruieren mit Gusswerkstoffen	102
1.4 Technologie des Schmelzens und Gießens	112
1.4.1 Kupolofen	112
1.4.2 Lichtbogenofen.....	128
1.4.3 Induktionsofen.....	135
1.4.4 Widerstandsöfen zum Schmelzen, Warmhalten und Gießen	160
1.4.5 Herdschmelzofen und Schachtschmelzofen	164
1.4.6 Schmelzetransport	171
1.4.7 Gießeinrichtungen und Dosiertechnik.....	175

1.5 Gussteilfertigung mit verlorenen Formen	181
1.5.1 Modellbau.....	183
1.5.2 Formstoffe	193
1.5.3 Herstellung verlorener Formen und Kerne unter Verwendung von Dauermodellen	197
1.5.4 Herstellung verlorener Formen mit verlorenen Modellen	224
1.5.5 Rapid Prototyping mit Formstoffen	237
1.5.6 Niederdruck-Sandgießen	245
1.5.7 Formstoffregenerierung.....	248
 1.6 Gussteilfertigung mit Dauerformen	 252
1.6.1 Formenbau	253
1.6.2 Kokillengießverfahren	274
1.6.3 Niederdruck-Gießverfahren.....	288
1.6.4 Druckgießen	297
1.6.5 Schleudergießen.....	329
1.6.6 Stranggießen	335
 1.7 Gussnachbearbeitung und Fertigstellung der Gussteile zum Versand	 348
1.7.1 Entformen, Entsanden, Entzundern.....	348
1.7.2 Trennen von Anschnitt- und Speisersystem	352
1.7.3 Entgraten der Gussteile	355
1.7.4 Gussfehlerausbesserung	356
1.7.5 Wärmebehandeln und Beschichten.....	358
 1.8 Qualitätssicherung und Simulation	 362
1.8.1 Simulation: Der Blick in die Zukunft	363
1.8.2 Physikalische Grundlagen des Gießens.....	363
1.8.3 Prozessbeschreibung.....	367
1.8.4 Anforderungen des Prozesses	375
1.8.5 Gießtechnische Optimierung	378
1.8.6 Entwicklungs- und Optimierungswerkzeug Simulation	380
1.8.7 Voraussetzungen für erfolgreiche Nutzung	382

1.9	Produktplanung und Kalkulation in der Gießerei	388
1.9.1	Bedeutung der Arbeits- und Ressourcenplanung im ERP/PPS-System	388
1.9.2	Gießereitypische Anforderungen an die Produktplanung	389
1.9.3	Angebotskalkulation, Auftragsvorkalkulation	392
1.9.4	Planungssystematik in einem gießereitypischen MES/PPS-System	397
1.9.5	Rückmeldungen und Nachkalkulation im integrierten System	398

1.1 Technologische und wirtschaftliche Aspekte

Andreas Bührig-Polaczek

1.1.1 Einführung in die Technologie des Gießens

1.1.1.1 Die Bedeutung der Gießereitechnik

Die Gießereitechnik zeichnet sich durch eine große Vielfalt an modernen und wirtschaftlichen Fertigungsverfahren und Gusswerkstoffen aus (Abb. 1.1). Die außerordentliche Anwendungsbreite von Gussteilen reicht von der Unikatfertigung im Kunstguss über hochbeanspruchte Bauteile für Luft- und Raumfahrt bis hin zu millionenfacher Serienfertigung von Automobilkomponenten (Abb. 1.2). Dabei kommt insbesondere zum Tragen, dass selbst äußerst anspruchsvolle geometrische und mechanische Anforderungen in einem „Guss“ realisiert werden können. In Summe ermöglicht dies dem Technologie-zweig in überdurchschnittlichem Maße auf spezifische Kundenanforderungen für Gussprodukte zu reagieren. Obwohl mit mehr als 5.000 Jahren eines der ältesten Fertigungsverfahren ist es der Gießereitechnik durch kontinuierliche Innovationen nicht nur gelungen, einen bedeutenden Stellenwert innerhalb der Fertigungsprozesse zu halten. Vielmehr waren und sind gießereitechnische Produkte prägend für kulturelle, technische und wirtschaftliche Fortschritte. Eindrucksvolle Werke, wie

zum Beispiel die im Folgenden gezeigte Großbronze aus China (Abb. 1.6), belegen die Bedeutung des Gießens von der Stein- und Bronzezeit über die industrielle Revolution zu Beginn des 19. Jahrhunderts bis hin zu den heutigen modernen industriellen Fertigungsverfahren. Waren es zunächst empirische Innovationen im Bereich der Prozesse, Werkstoffe und Metallurgie so kommen in den letzten Jahrzehnten verstärkt Neuerungen hinzu, die auf numerischen Simulationsmethoden basieren. Hierdurch konnte nochmals ein zusätzlicher positiver Schub hin zu höherer Produkt- und Prozessqualität sowie verbesserter wirtschaftlicher Effizienz erzielt werden. Dies wird durch eine ausgeprägte und weltweit vernetzte Forschungs- und Entwicklungskultur mitgetragen.

Obwohl durch Gießen hergestellte Bauteile allgegenwärtig sind, treten sie selten unmittelbar in Erscheinung. Zumeist sind sie als Bestandteil in Baugruppen und Anlagen integriert. Selten ist das Gussstück selbst das eigentliche Produkt, wie dies bei Glocken, Autofelgen, Implantaten oder Bronzeplastiken der Fall ist. Die in Abbildung 1.2 gezeigte große Anwendungsbreite von Gussbauteilen ist in der sehr großen Gestaltungsfreiheit und Werkstoffauswahl des Gießprozesses begründet.

Die zunehmende Einbindung komplexer dreidimensionaler Funktionalitäten in Konstruktions- und Simulationsmethoden sowie in der Messtechnik stellt die Gussteilherstellung vor immer neue, wachsende Herausforderungen und eröffnet so zahlreiche neue Chancen. Die dreidimensionale virtuelle Modellwelt erlaubt dem Konstrukteur eine Durchdringung der vielschichtigen Konstruktionsaufgaben, wie es früher nicht möglich war. Mit der Topologieoptimierung wurde ein weiteres umfassendes dreidimensionales Werkzeugtool geschaffen, welches bereits im Konstruktionsprozess die Masse eines Bauteils



Abb. 1.1: Die Vielfalt der Schlagwörter zeigt die Komplexität und Vernetzung der Gießereitechnik

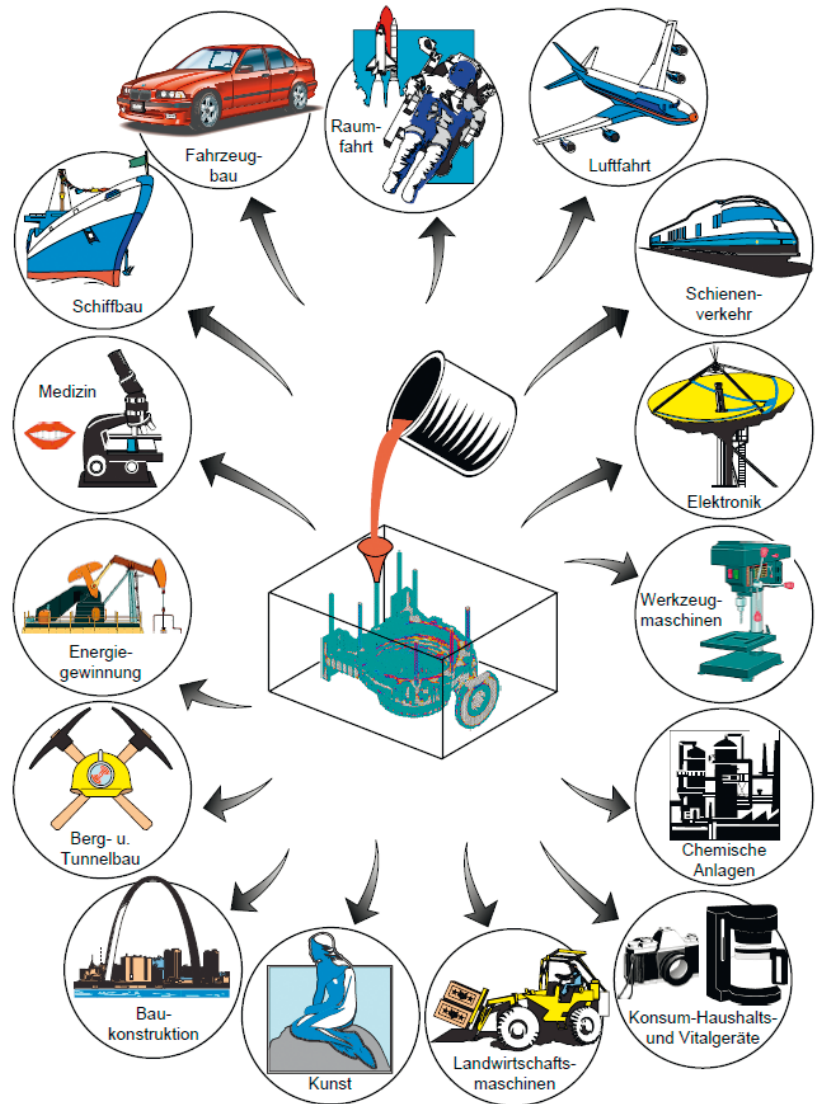


Abb. 1.2: Gießereiprodukte weisen einen vielfältigen Anwendungsbereich auf (modifiziert nach VDG Seminar 1979)

innerhalb eines festgelegten Raums lastoptimal verteilt und zumeist zu komplizierten Bauteilgeometrien führt. Die Fehlererkennung mittels Computertomografen visualisiert die räumliche Verteilung von Defekten wie Poren und Maßabweichungen und ermöglicht gezieltere Optimierungen des Prozesses als die bisherige zweidimensionale Darstellung. Der Gießprozess mit seinen nahezu unbeschränkten Möglichkeiten in der Abbildung komplizierter Geometrien profitiert von diesen Entwicklungen, da konkurrierende Fertigungsverfahren in der Regel keine ähnliche Designfreiheit bieten (Abb. 1.3). Die Gießereitechnik und die Gusswerkstoffe stehen, wie alle Fertigungsverfahren und Werkstoffe, im direkten Wettbewerb der Verfahren und Werkstoffe. Kostensenkung und Leichtbauweise sind dabei die hauptsächlich

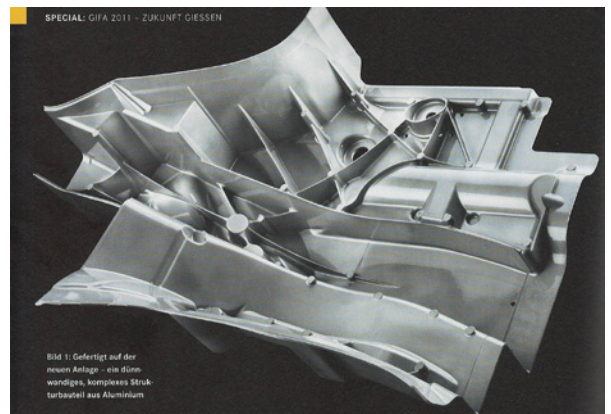


Abb. 1.3: Dünnwandiges, komplexes Strukturbauteil aus Aluminium (Callegari 2011)

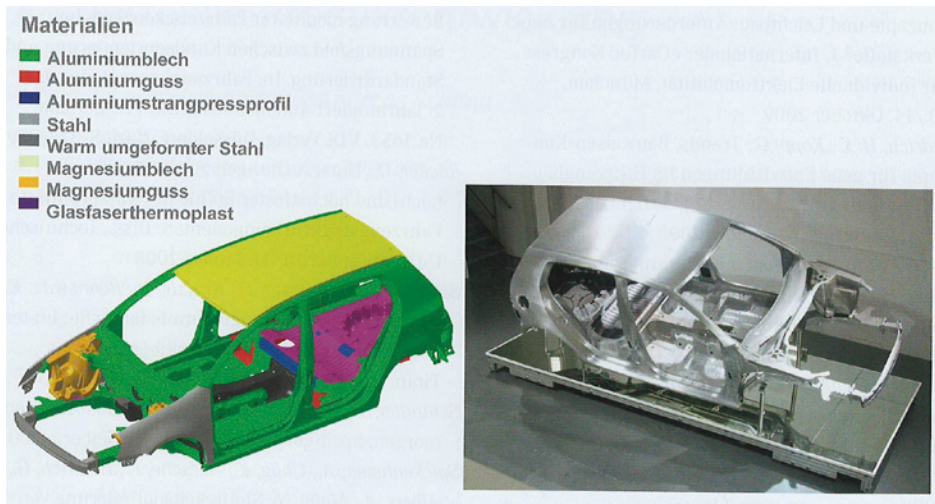


Abb. 1.4: Super Light Car-Karosserie in Multi-Material-Design, links CAD-Modell, rechts Demonstrator (Henning, Moeller 2011)

treibenden Kräfte. Im Automobilbau wurde und wird jede Komponente immer wieder auf den Prüfstand gestellt, mit deutlichen Gewichtsoptimierungen als Folge. Gerade im Fahrzeugbau ist ersichtlich, wie Werkstoffe und Verfahren in dauerhafter Konkurrenz stehen. Zum Beispiel werden im Fahrwerk Aluminium, Gusseisen und Stahl und in der Karosserie Aluminium, Magnesium und Stahl verwendet, sowohl als umgeformte als auch als gegossene Bauteile. Dabei nehmen hybride Konstruktionen, die mehrere Werkstoffe und Verfahren miteinander vereinen, einen steigenden Anteil ein (Abb. 1.4).

Die durch Gießen herstellbaren Bauteile reichen von wenigen Gramm im Kunst- und Implantatguss bis zu mehreren hundert Tonnen im Schwermaschinenbau. Mit einem Schmelzgewicht von 283 t für einen Pressenoberholm wurde 2010 das schwerste Gussteil der Welt aus Gus-

eisen mit Kugelgraphit gegossen. In Abbildung 1.5 ist ein vergleichbares Bauteil mit einem Rohgussgewicht von 252 t (Schmelzgewicht 270 t) dargestellt. Gießen ist damit eines der Verfahren mit der größten Bandbreite von Bauteilgröße und -gewicht. Die traditionsreiche Geschichte des Gießens zeigt, dass bereits in früher Zeit sehr große Skulpturen mittels Gießtechnik hergestellt werden konnten. Das schwerste Bronzestandbild der Welt ist die 15 m hohe und 380 t schwere Buddha-Statue in Nara (Japan), die von 747 bis 749 n. Chr. erstellt wurde (Abb. 1.6). Die Gießereitechnik ist seit Jahrzehnten weltweit mit hohen Wachstumsraten versehen, zumeist im zweistelligen Bereich, mit nur wenigen Einbrüchen in Krisenzeiten. Im internationalen Vergleich ist die deutsche und europäische Gießereitechnik sehr gut aufgestellt. Die gesamte Gussproduktion lag weltweit im Jahr 2011 bei



Abb. 1.5: Transport des 220 t schweren Oberholms (Quelle: Siempelkamp, Krefeld)

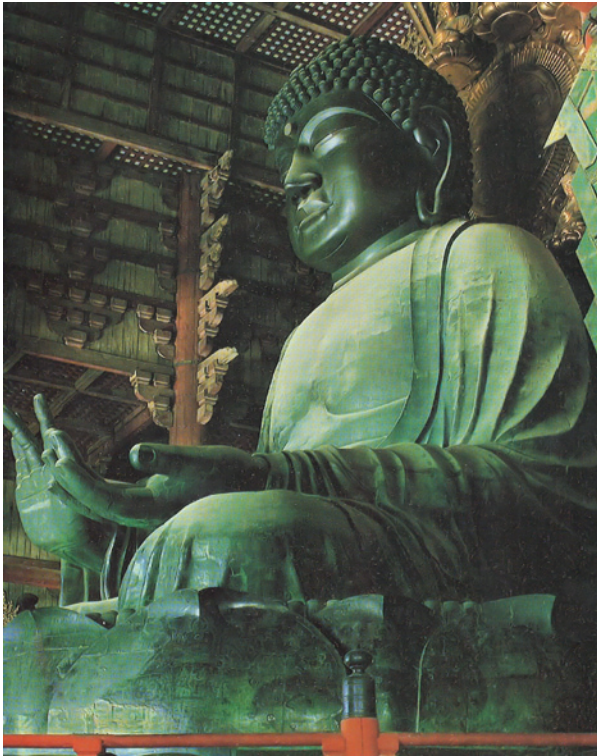


Abb. 1.6: Das schwerste Bronzestandbild der Welt im Todaiji-Tempel in Nara (Japan), entstand 747 bis 749 n. Chr. auf Befehl des Kaisers Shomu und stellt den Buddha Vairocana bei der Predigt dar (Wübbenhorst, Engels 1989)

über 98 Mio. t, wobei Europa mit über 21 Mio. t nach China der zweitgrößte Gussproduzent ist. Deutschland führt dabei mit 5,4 Mio. t den europäischen Vergleich an, gefolgt von Italien mit 2,2 Mio. t (Lickfett 2013).

1.1.1.2 Übersicht der Form- und Gießverfahren

Die Gießverfahren werden innerhalb der DIN 8580 in die Systematik der Fertigungsverfahren eingeordnet. Die DIN 8580 umfasst den Gesamtbereich der Fertigungsverfahren zur Herstellung geometrisch bestimmter fester Körper (Tab. 1.1) und geht auf grundlegende Arbeiten von

Otto Kienzle (Kienzle 1966) zurück. Die erste DIN 8580 wurde 1963 erstellt und veröffentlicht. Urformen ist demnach definiert als: „Fertigen eines festen Körpers aus formlosen Stoff durch Schaffen des Zusammenhaltes; hierbei treten die Stoffeigenschaften des Werkstückes bestimmbar in Erscheinung“. Die Gießverfahren für metallische Gusswerkstoffe sind der ersten Hauptgruppe „Urformen“ und darin der Gruppe 1.1 „Urformen aus dem flüssigen Zustand“ zugeordnet. Weiterhin sind „Sandformen“ der Untergruppe 1.4.2 der Gruppe 1.4 „Urformen aus dem körnigen oder pulverförmigen Zustand“ zugeordnet.

Im Laufe der Entwicklung der Gießverfahren haben sich, ausgehend von der klassischen Aufteilung in Gießen in Dauerformen und Gießen in verlorene Formen, zahlreiche technisch relevante Verfahren herausgebildet (Abb. 1.7). Verlorene Formen bestehen meist aus einem mineralischen, feuerfesten, körnigen Grundstoff, einem Bindemittel sowie oft weiteren verschiedenen Zusätzen. Verlorene Formen werden nach jedem Abguss zerstört. Dauerformen bestehen in der Regel aus speziellen Warmarbeitsstählen und werden von vielen tausend bis zu mehreren hunderttausend Abgüssen eingesetzt. Insgesamt sind die wichtigsten Hauptverfahren, in Bezug auf die produzierte Menge von Gussteilen, die Fertigung nach dem Schwerkraftgießen im tongebundenen Sandguss von Gusseisen, Stahl-, Al- oder Cu-Gusslegierungen sowie Schwerkraft- und Niederdruckkokillengießen und Druckgießen von Al-, Mg-, Zn-, und Cu-Legierungen.

Die Gießverfahren wurden durch steigende oder sich ändernde Anforderungen an die Gieß- und Formentechnik oder an die zu fertigenden Bauteile ständig weiterentwickelt. So sind zum Beispiel die verschiedenen Kunstharzverfahren zur Kernherstellung nicht nur den wachsenden technischen Anforderungen an Festigkeit, Taktzeit oder Oberflächengüte gefolgt, sondern auch den zunehmend strengeren Umweltauflagen. Entwicklungen im Kokillen- und Druckguss waren und sind hingegen vorwiegend technologisch und wirtschaftlich motiviert. Allen Entwicklungen gemeinsam sind die sich stetig verbessernden Möglichkeiten in der Steuerung und Automatisierung der Anlagen oder hinsichtlich hochentwickelter Kompo-

Tab. 1.1: Tabelle für die Merkmale der Hauptgruppen; DIN 8580

Schaffen der Form		Ändern der Form			Ändern der Stoffeigenschaften
Zusammenhalt schaffen	Zusammenhalt beibehalten	Zusammenhalt vermindern	Zusammenhalt vermehren		
Hauptgruppe 1 Urformen	Hauptgruppe 2 Umformen	Hauptgruppe 3 Trennen	Hauptgruppe 4 Fügen	Hauptgruppe 5 Beschichten	Hauptgruppe 6 Stoffeigenschaften ändern

Hauptgruppe

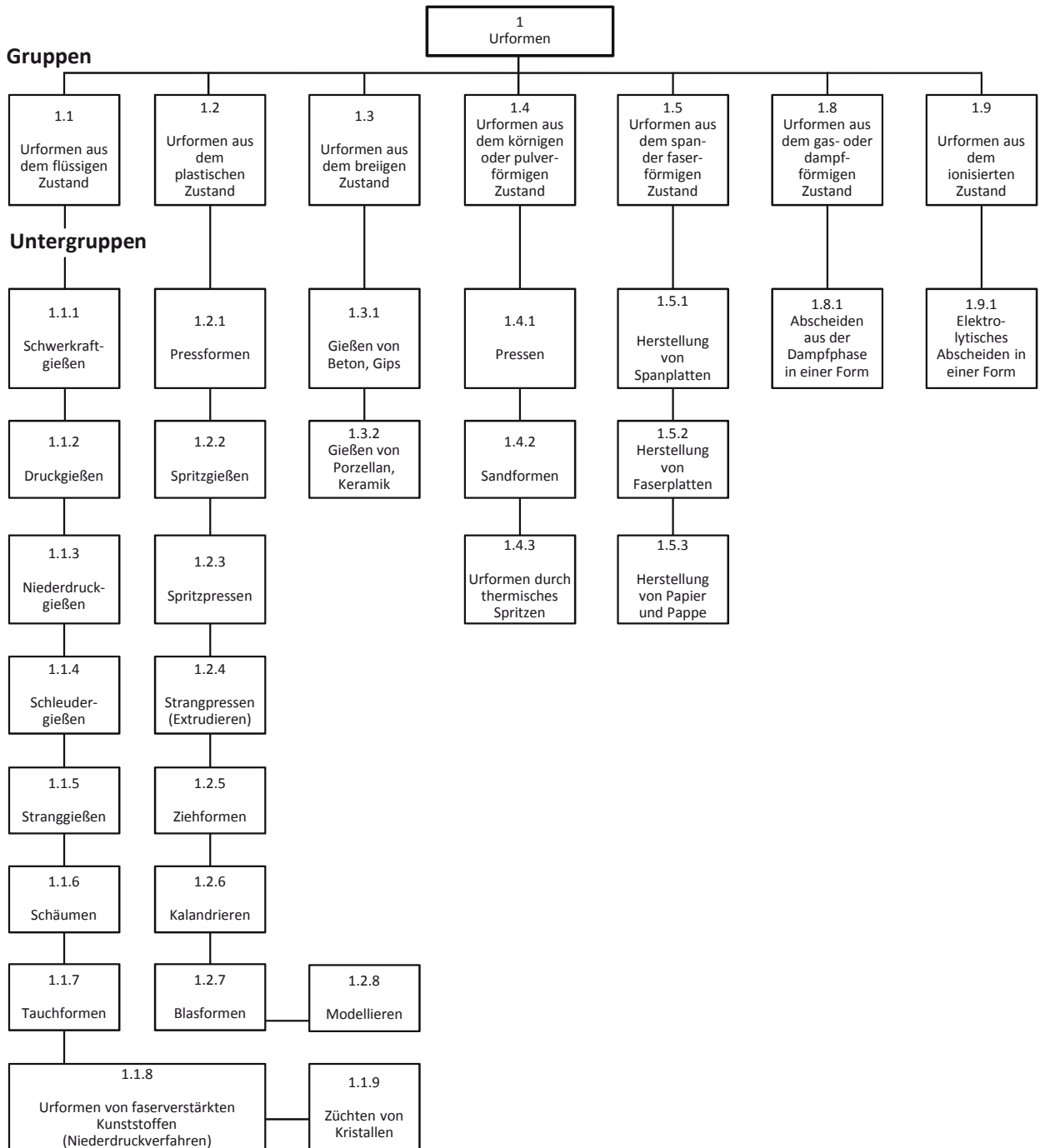


Abb. 1.7: Übersicht über die Einteilung der Hauptgruppe 1 Urformen; DIN 8580

nenen und Baugruppen, die dem Gießer vielfach eine neue und optimierte Prozessgestaltung erlauben. Robuste Fertigungsprozesse zur Herstellung komplexer Bauteile sind weiterhin eine große Herausforderung. Speziell

für die Produktion in Hochlohnländern steigt der Druck nach kostengünstiger Fertigung anspruchsvoller Bauteile ebenso in Groß- wie in Kleinserien.

1.1.1.3 Der Gießereibetrieb im wirtschaftlichen Umfeld

Gießen ist eines der wirtschaftlichsten und energieeffizientesten Fertigungsverfahren zur Herstellung von Bauteilen. Die flüssige Schmelze wird direkt in das Endprodukt überführt, welches zumeist nur mit geringem Aufwand endbearbeitet werden muss. Weiterhin kommen in Gießereien vielfach auch Sekundärmaterialien und Schrotte zum Einsatz. Volkswirtschaftlich gesehen trägt die Gießereibranche damit signifikant zu einem ressourcenschonenden Umgang mit Rohstoffen, Energie und Umwelt bei. Bezogen auf den einzelnen Betrieb fallen Gießereien jedoch mit hohen Energieverbräuchen und Materialfluss auf, der allerdings für alle nachfolgenden Fertigungsschritte zu erheblichen Ressourceneinsparungen führt. Gießereibetriebe stehen daher oft im Brennpunkt in Bezug auf Umweltauflagen und Energieeinsparung. Für die Gießereibranche sind daher Fortschritte im Bereich der Energieeffizienz ebenso relevant wie rein technologische Innovationen. Allerdings erfordert die Überführung des Metalls in die flüssige Phase immer einen erheblichen Energieaufwand, auch bei optimal geführten Prozessen. Durch die zukünftig weiter steigenden Kosten für Energie gehört Energieeffizienz zu einem der wichtigen Aspekte der kommenden Jahre. Neben weiterer Prozessoptimierung zur Energieeinsparung können Energiemanagementsysteme Leistungsspitzen im Strombezug vermeiden. Damit kann der Spitzenlastbedarf reduziert und ein kontrollierter gleichmäßiger Strombezug erreicht werden.

Gießereien greifen auf eine Vielzahl von Rohstoffen zurück, im Wesentlichen für die metallischen Gusslegierungen und, je nach Schmelzprozess, auch zur Energieerzeugung. Die Versorgungssituation der Gießereien ist dabei nicht nur von der prinzipiellen globalen Verfügbarkeit geprägt, sondern auch von unterschiedlichen politischen Einflüssen. Für die Zukunft kann von einem wachsenden globalen Bedarf an Rohstoffen ausgegangen werden. Die Verfügbarkeit und die Preise können dabei für einzelne Rohstoffe, wie z.B. Legierungselemente, sehr unterschiedlich sein. Sehr wahrscheinlich ist zunehmend mit temporär stark volatilen Märkten zu rechnen (Deike 2013).

Von hoher Bedeutung für einen Betrieb sind qualifizierte Mitarbeiter in allen Bereichen. In Deutschland ist eine vielschichtige Fachausbildung etabliert, ausgehend von angelegenen Facharbeitern, über die Lehrlings-, Meister- und Techniker Ausbildung bis hin zu den Bachelor-, Master- oder Diplomabschlüssen an (Fach-)Hochschulen



Abb. 1.8: Moderne Ausbildung im Team garantiert ein hohes Ausbildungsniveau in der Gießereibranche

oder Universitäten. Weiterhin hat die berufliche Weiterbildung eine sehr hohe Bedeutung. Hier haben sich in der Gießereibranche eine Reihe von Kursangeboten etabliert und es werden Weiterbildungen von Fachverbänden, Hochschulen oder der Industrie für verschiedene Praxisthemen angeboten. Auch für Quereinsteiger aus anderen Berufszweigen sind spezialisierte Kurse verfügbar. Insgesamt ist das Angebot sehr umfassend und ermöglicht den Unternehmen, ihre hohe Kompetenz und Fertigungsqualität, und damit ihre Wettbewerbsfähigkeit, auszubauen (Abb. 1.8).

Literatur zu Kapitel 1.1.1

Callegari, M.: „Structural“-Anlage für den Klassenprimus Schweiz. Giesserei 98 (2011) 6, S. 176 – 177.

Henning, F.; Moeller, E.: Handbuch Leichtbau. Carl Hanser Verlag, München 2011.

Siempelkamp (Hrsg.): Firmeninformation, G. Siempelkamp GmbH & Co. KG, Krefeld.

Wübbenhorst, H.; Engels, G.: 5.000 Jahre Gießen von Metallen. 2. Aufl., Giesserei-Verlag GmbH, Düsseldorf 1989.

Lickfett, H.: Gussproduktion 2011 – globale Trends. Giesserei 100 (2013) 4; S. 130 – 135.

Kienzle, O.: Begriffe und Benennungen der Fertigungsverfahren. WT 56 (1966) 4, S. 169 – 173.

Deike, R.: Die Entwicklungen auf den internationalen Rohstoffmärkten für Eisengießereien. Giesserei 100 (2013) 3, S. 92 – 97.

Norm

DIN 8580: Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung. Beuth-Verlag, Berlin, September 2003.

1.1.2 Wirtschaftliche Bedeutung der Gießereiindustrie

Heiko Lickfett

Mit einem Anteil von nicht ganz einem Prozent an der Produktion des Produzierenden Gewerbes zählen die Gießereien in Deutschland zu den kleineren Industriezweigen. Dabei entfallen auf die Fe-Gießereien 0,5 % und auf die Ne-Metallgießereien etwas mehr als 0,3 %. Allerdings ist die wirtschaftliche Bedeutung der Branche auf Grund ihrer Zulieferfunktion erheblich größer, als dies die reinen Branchendaten erkennen lassen. So gibt es innerhalb des Investitionsgüter Produzierenden Gewerbes kaum eine Branche, die nicht gegossene Teile aus Eisen, Stahl oder Ne-Metalllegierungen verwendet.

Während nach dem zweiten Weltkrieg bis zum Ende der 1960iger Jahre zahlreiche Gießereibetriebe unselbständige Abteilungen von größeren Unternehmen waren, hat sich dies mit Beginn der 1970er Jahre völlig geändert. Mit wenigen Ausnahmen sind die Gießereien in Deutschland heute selbständige Unternehmen mit einem sehr breiten Kundenkreis. Und dies macht die zweite Besonderheit der Branche aus: Gießereien sind ausgeprägte Zulieferunternehmen, die in eine Vielzahl von Industriezweigen, welche häufig genug in größeren Unternehmenseinheiten arbeiten, ihre Produkte liefern.

Dazu gehört vor allem der Fahrzeugbau, der in Deutschland rund 59 % des Eisen- und Stahlgusses und etwa 76 % des NE-Metallgusses aufnimmt (Abb. 1.9). Zweitwichtigster Abnehmerbereich für die deutsche Gießerei-Industrie ist der Maschinenbau mit einem Anteil an der Gesamtproduktion der Eisen- und Stahlgießereien von gut 25 % und der Aluminiumgießereien von etwa 7 %. Die übrigen Produktionsanteile verteilen sich auf die Bauwirtschaft,

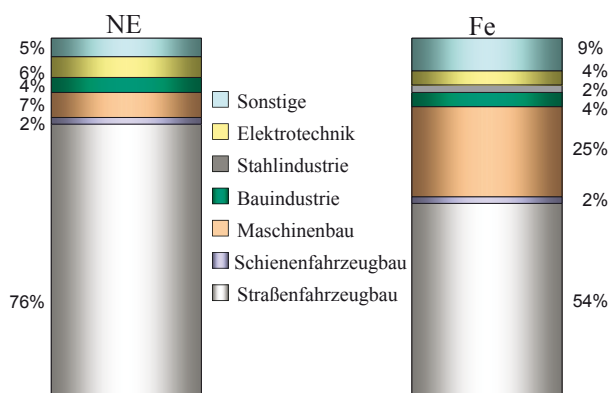


Abb. 1.9: Abnehmerstruktur (t) in %, Deutsche Gießereiindustrie 2007 (Quelle: BDG)

die Stahlindustrie, die Energiewirtschaft, die Luft- und Raumfahrt, die chemische Industrie, die Medizintechnik sowie weitere Spezialbranchen.

Diese breitgefächerte Kundenstruktur ist Ausdruck des wichtigsten Vorteils des Gießens gegenüber anderen Produktionsverfahren, nämlich aus der Kombination vielfältiger Werkstoffe, komplexer Konstruktionen und angepasster Gießverfahren eine Vielzahl von Spezialprodukten herzustellen, die es auch kleinen Unternehmen erlauben, sich nicht nur auf dem nationalen, sondern auch auf dem Weltmarkt zu behaupten.

Im Wettbewerb mit konkurrierenden Fertigungsverfahren und Werkstoffen treten zudem die verfahrensbedingten Vorteile des Gießens deutlich hervor. Beispielhaft seien in diesem Zusammenhang die Optimierungsmöglichkeiten der geometrischen Gestalt von Gussteilen ebenso zu nennen wie die Integration vieler Funktionen in einem Teil.

Standort

Der größte Teil der Gießereiunternehmen hat auf Grund der historisch engen Zusammenarbeit mit den Abnehmern sowie bedingt durch die Anforderungen der heutigen Zulieferlogistik ihren Standort in direkter Nähe der Gussverbraucher. Die Standortverteilung orientiert sich daher an den industriellen Schwerpunktzonen in Deutschland. Damit entfällt auf Nordrhein-Westfalen der größte Anteil der deutschen Gussproduktion mit einem Anteil von knapp 30 %. Rund ein weiteres Drittel verteilt sich auf die Bundesländer Hessen und Baden-Württemberg. Weitere Schwerpunkte befinden sich im Saarland/Rheinland-Pfalz, Bayern, Niedersachsen/Schleswig-Holstein sowie in den neuen Bundesländern (insbesondere Sachsen).

Der nationale Standort bietet viele Vorteile: ein gesichertes Rechtssystem ebenso wie eine hervorragende Infrastruktur auf Straße, Schiene oder Wasserweg. Deutschland hat ein modernes und dichtes Kommunikationsnetz sowie eine sichere Energieversorgung. Deutsche Gießereien können auf eine ausgefeilte wie zuverlässige Logistik zurückgreifen. Zudem bietet der deutsche Standort ein Qualifikationsniveau auf Facharbeiter- und Ingenieursebene, um welches er international beneidet wird.

Die Zahl, der im Rahmen der statistischen Erhebungen des Bundesverbandes der Deutschen Gießerei-Industrie sowie des Statistischen Bundesamtes registrierten Gießereibetriebe lag in 2011 bei 268 Eisen- und Stahlgießereien einerseits sowie 244 NE-Metallgießereien andererseits.

Die Zahl der Beschäftigten lag Ende 2011 bei rund 78.000. Auf Eisen- und Stahlgießereien entfallen dabei rund 45.800 Personen. In NE-Metallgießereien wurden ca. 32.300 Personen registriert (Abschneidegrenze > 50 Beschäftigte, Quelle: Stat. Bundesamt).

Ungefähr 80 % der Gießereien beschäftigen bis zu 200 Personen. Damit verkörpert die Gießerei-Industrie eine klassische Mittelstandsbranche. Größere Betriebe mit mehr als 500 Beschäftigten machen lediglich ca. 5 % der Gießereien aus. Großunternehmen stehen also neben mittleren und kleinen Betrieben. Deutschlands Gießereilandschaft hat viele Spezialisten, die für den europäischen Markt, wenn nicht gar für die Weltmärkte produzieren. Zudem gibt es auch noch genügend Generalisten, die nach wie vor von Bedeutung sind, da sie häufig genug die Produktionspalette der Spezialisten ergänzen oder die Nachfrage kleinerer, häufig hochinnovativer Kunden befriedigen. Insgesamt ergibt der Branchenmix aus Groß/Klein, Spezialist und Generalist, ein Höchstmaß an Flexibilität und kürzeste Reaktionszeiten auf veränderte Marktbedingungen.

Wettbewerbsposition

Die deutschen Gusshersteller verfügen im internationalen Vergleich über entscheidende Wettbewerbsvorteile:

- Hoher Qualitätsstandard der Produkte
- Großes Maß an Flexibilität
- Liefersicherheit und hohe Produktivität
- Fundiertes Know-how und hohe Innovationsfähigkeit
- Mitwirkung bei Simultaneous-Engineering-Projekten, Produktentwicklung
- Bearbeitung, Montagen, Logistikleistungen.

Auf Grund dessen liegt die deutsche Gießerei-Industrie im europäischen Vergleich seit Jahren an führender Position, gefolgt von Frankreich und Italien, wobei der Abstand zu Deutschland mit 5,9 Mio. t im Jahr 2010 für Italien (2,2 Mio. t) und Frankreich (2,0 Mio. t) schon sehr deutlich ist (Abb. 1.10).

Dabei bleibt festzustellen, dass sich nicht nur innerhalb der Gießerei-Branche Unternehmen spezialisieren, sondern ganze Gießerei-Industrien innerhalb Europas eine ähnliche Entwicklung vollziehen. So kann man sagen,

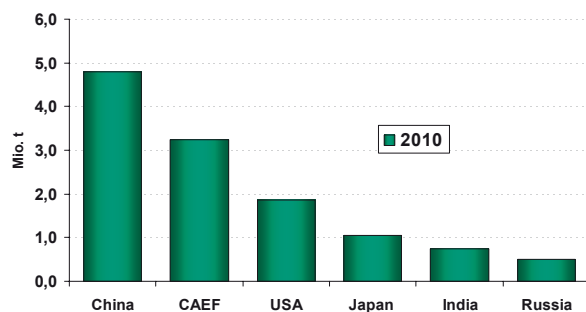


Abb. 1.10: Weltrangliste NE-Guss 2010

dass die deutsche Gießerei-Industrie traditionell das Gusszentrum Europas für den Fahrzeug- und Maschinenbau ist. Frankreich dominiert demgegenüber die europäische Fertigung von duktilen Rohren zur Wasser- und Abwasser-versorgung während Italien sich auf den mittelständischen Maschinen- und Apparatebau konzentriert.

Im globalen Maßstab bilden Deutschland, Japan und Russland mit Produktionsmengen zwischen 4,2 und 4,8 Mio. t hinter China, Indien und den USA ein Leistungstrio (Abb. 1.11).

Werkstoffstrukturen

Ein wesentliches Erfolgsmerkmal der deutschen Gießerei-Industrie ist, daß sie über lange Jahre kontinuierlich ihre Strukturen gewandelt und sich den wechselnden Bedürfnissen ihrer Kunden auf den nationalen wie den europäischen und den Weltmärkten angepasst hat. Ein Beispiel dafür ist die Zusammensetzung der Werkstoffstrukturen. Für den Fe-Sektor z. B. ist zwar das Gusseisen mit Lamellengraphit der wichtigste Werkstoff, sein Anteil an der Fe-Gesamtproduktion ist von 67 % in 1985 mittlerweile jedoch auf deutlich unter 60 % gesunken. 1970 hatte der Anteil sogar noch bei 77 % gelegen. Gusseisen mit Kugelgraphit hat jetzt einen Produktionsanteil von rund 38 %, nachdem er 1985 bei nur 23 % gelegen hat. 1970 waren es lediglich 9 %. Stahlguss – mit einem Anteil von derzeit unter 5 % – blickt auf Fertigungsanteile in 1985 von 6,5 und 1970 von 8 % zurück. Tempergusskomponenten sind mit 1 % Anteil in Deutschland hochspezialisierte Nischenprodukte.

Auf der NE-Metallseite dominiert seit langem das Aluminium, überwiegend im Druckgussverfahren verarbeitet, das mittlerweile einen Anteil an der deutschen NE-Metallgussproduktion von 87 % hat. 1985 lag dieser Anteil bei 72 % und 1970 sogar nur bei 53 %. Der zweite Leichtmetallgusswerkstoff Magnesium spielt mit einem Volumenanteil von 2 % (1985 = 2,3 %) eine nachgeordnete Rolle. Bei Kupfer und Kupferlegierungen hat sich der Anteil von

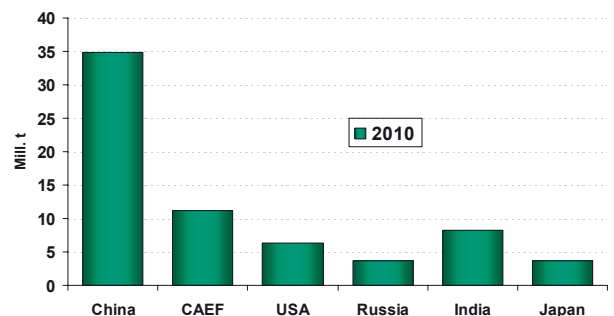


Abb. 1.11: Weltrangliste Fe-Guss 2010 (Quelle: CAEF)

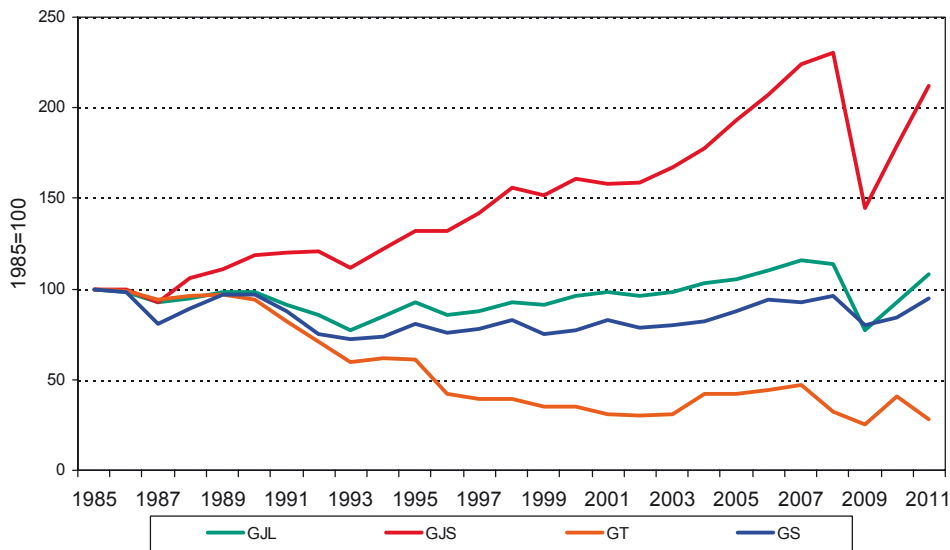


Abb. 1.12: Produktion Fe-Guss Deutschland (Quelle: BDG, Statistisches Bundesamt)

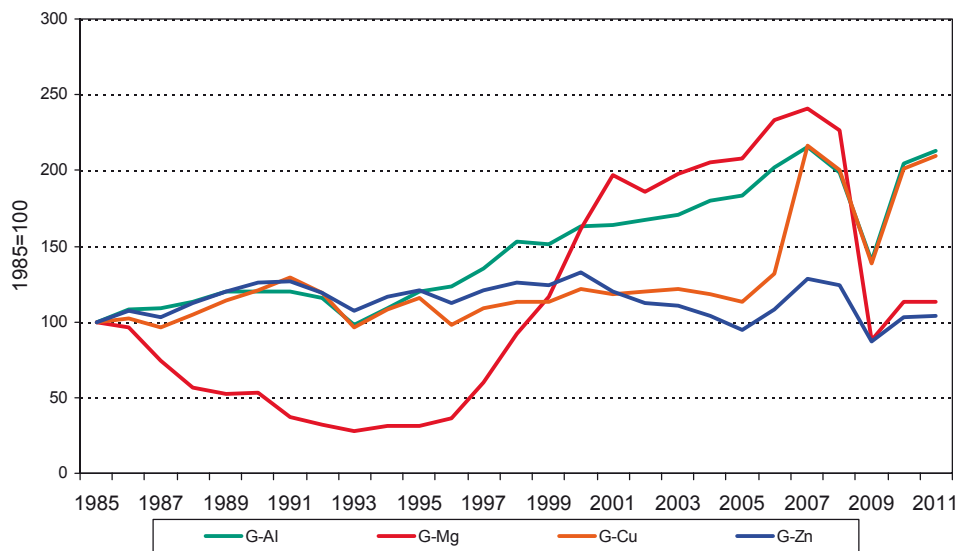


Abb. 1.13: Produktion NE-Metallguss Deutschland (Quelle: BDG, Bundesamt für Aussenwirtschaft)

knapp 14 % in 1985 auf 11 % in 2010 reduziert (1970 = 22 %). Für Zinkgusswerkstoffe wurden im Jahr 2011 sieben Anteilsprozente registriert, nach 11 % in 1985. 1970 waren es 14 %.

Produktionsvolumina

Die deutschen Gießereien konnten, einhergehend mit der strukturellen Anpassung der Werkstoffverteilung, auch die Volumina im langfristigen Trend signifikant erhöhen (Abb. 1.12 und 1.13). Wurden 1985 3,5 Mio. t Fe-Gusskomponenten hergestellt, so konnte das Volumen bis zum Jahr 2011 auf knapp 4,8 Mio. t ausgeweitet werden. Auf der NE-Metallseite ergab sich im Zeitraum 1985 bis 2011 mit einem Produktionsvolumen von über 1 Mio. t fast eine Verdoppelung.

Trends

In den letzten Jahren hat sich der Trend, die eigene Fertigungstiefe zu reduzieren, bei den Endprodukt-Herstellern verstärkt. Beschränkte sich früher der Lieferumfang der Gießereien auf die geputzten, also von Angussteilen und Formsandresten befreiten Gussstücke, so konnten die Gießereien jetzt die eigene Fertigungstiefe erweitern. Die Tendenz, fertigbearbeitete Teile anzubieten oder komplett einbaufertige Baugruppen zu liefern, setzt sich immer mehr durch. Nur verlängerte Werkbank des Kunden zu sein, ist nicht mehr der Standard in der Gießereibranche. Heute beginnt die Wertschöpfung der Gießerei mindestens bei der Optimierung der vom Kunden vorgegebenen Konstruktion oder besser noch bei der Entwicklung und dem Design des Produktes selbst. Dann folgen die gieß-

Tab. 1.2: Produktion Fe-Guss in Deutschland (in 1.000 t)

	Eisenguss	Gusseisen mit Kugelg.	Temper- guss	Stahlguss	Alumini- um	Magnesi- um	Kupfer	Zink	Sonstige
1985	2.343.000	802.100	126.400	228.166	396.583	13.145	75.008	59.417	8.176
1986	2.296.000	806.000	125.500	223.924	426.623	12.569	76.151	63.528	8.464
1987	2.169.000	742.000	118.800	184.928	433.124	9.792	71.984	61.248	7.523
1988	2.229.000	851.800	121.900	204.192	449.330	7.527	79.108	66.552	8.140
1989	2.304.000	887.100	122.000	220.942	475.529	6.788	85.414	71.229	9.794
1990	2.295.000	954.800	118.900	220.599	476.741	7.029	90.825	75.015	10.007
1991 *)	2.121.000	964.810	104.043	201.490	474.014	4.824	96.671	75.327	7.852
1992 *)	2.014.782	971.690	90.278	170.562	460.246	4.146	89.473	70.468	8.335
1993	1.799.401	899.291	75.299	165.263	389.419	3.616	72.136	63.675	7.771
1994	1.992.329	979.231	78.520	168.130	434.158	4.068	81.059	69.682	7.997
1995	2.173.580	1.061.813	76.632	184.434	474.370	4.024	86.841	71.759	6.282
1996	2.013.157	1.056.491	52.470	172.964	486.420	4.681	73.768	66.317	6.873
1997	2.054.378	1.136.401	48.891	177.419	537.327	7.858	82.020	71.721	5.122
1998	2.170.606	1.254.217	49.584	188.522	607.501	12.061	84.711	74.570	5.059
1999	2.123.505	1.216.485	43.989	171.259	597.801	15.401	84.522	73.449	6.228
2000	2.241.491	1.295.283	44.767	176.613	645.575	21.134	91.227	78.841	5.339
2001	2.303.089	1.269.392	39.490	189.394	652.178	25.948	88.512	71.329	4.350
2002	2.253.278	1.276.751	38.277	181.358	660.548	24.506	89.994	66.624	4.391
2003	2.295.608	1.342.280	38.994	181.393	677.061	25.987	91.291	65.862	4.632
2004	2.421.223	1.428.394	52.597	186.137	715.725	26.985	88.545	62.020	2.849
2005	2.469.058	1.547.243	52.713	200.409	727.176	27.283	84.386	56.439	3.346
2006	2.582.539	1.661.189	56.103	215.303	801.485	30.588	98.725	64.227	3.196
2007	2.717.114	1.796.321	58.852	211.174	853.756	31.659	96.575	72.320	2.212
2008	2.677.674	1.846.793	40.838	220.132	789.198	29.818	92.962	68.076	1.595
2009	1.806.158	1.164.786	31.273	182.435	557.624	11.603	65.420	31.376	967
2010**	2.185.310	1.434.929	51.943	192.089	809.915	14.859	77.167	40.187	4
2011	2.541.011	1.698.235	35.139	217.548	843.745	14.890	78.109	37.939	80

Quelle: BDG (ab 2004), Statistisches Bundesamt + Bundesamt für Wirtschaft und Ausfuhrkontrolle (BAFA), Eschborn/Ts.

*) 1992 Fe-Guss und 1991 NE-Metallguss: Gebietsstand ab 3. Oktober 1990

**) ab 2010 Änderung der statistischen Erfassung

technische Simulation ebenso wie simulierte Belastungs- und Leistungstests des noch virtuellen Produkts. Das Formen, Gießen und Putzen – einst gesamtes Leistungsspektrum – ist nur noch der Mittelblock zur Bearbeitung, Montage und Logistik. Eine moderne Gießerei ist also bestrebt, ihre Wertschöpfungskette deutlich zu verlängern. Sie erarbeitet sich damit einen Wettbewerbsvorsprung vor all denen, die Gießerei immer noch mit Gießen gleichsetzen.

Daher beinhaltet das Selbstverständnis der deutschen Gießereien, sich als Problemlöser für die EndproduktHersteller anzubieten. Im Idealfall entsteht so nicht nur eine Produktions-, sondern auch eine Entwicklungs- und Serienpartnerschaft zwischen Zulieferer und Abnehmer. Verlagerung der Qualitätssicherung auf den Zulieferer, Just-in-Time-Lieferungen, Simultaneous-Engineering sowie Datenverbund sind dann stabilisierende Eckfeiler, die diese Partnerschaften prägen.

1.2 Grundlagen des Gießens

1.2.1 Erstarrung

Sebastian F. Fischer

Während der Erstarrung von metallischen Schmelzen können in Abhängigkeit von der vergossenen Legierung spezifische Gussfehler auftreten. Neben der Kenntnis der Behandlungen und Gießeigenschaften des flüssigen Metalls sowie der Gieß-, Anschnitt- und Speisertechnik des Herstellungsprozesses spielt zur Vermeidung von Gussfehlern ein fundiertes Verständnis der Erstarrung metallischer Schmelzen eine wichtige Rolle.

Die Erstarrung metallischer Schmelzen ist durch die Temperaturabnahme des flüssigen Metalls gekennzeichnet, welche durch Wärmestrahlung aus dem Einguss und der Speiser, durch Konvektion zwischen Schmelzestrom und Formoberfläche sowie Wärmeableitung durch den Formstoff bzw. Formwerkstoff erfolgt. In der Gießerei-praxis tritt bei Unterschreitung der Liquidustemperatur der Legierung je nach Keimhaushalt der Schmelze (vgl. Kap. 1.2.2.1) nach einer gewissen Unterkühlung (Unterschreitung der Erstarrungstemperatur) die Erstarrung des Gussstücks ein, welche durch Fremdkeime und Verunreinigungen begünstigt wird. Der Erstarrungsvorgang ist bei den üblichen technischen Legierungen mit einer Volumenabnahme verbunden. In Abhängigkeit von den vorliegenden Erstarrungsbedingungen kann das sogenannte technische Volumendefizit auf Teildefizite verteilt werden, welche je nach Lage im Gussstück Fehler darstellen können (Abb. 1.14).

Zur Vermeidung von Makrolunker und Innenporosität im Bauteil werden spezielle Metallreservoirs (Speiser) auf dem Gussstück vorgesehen, aus welchen metallische Schmelze während der Erstarrung an das Gussstück abgegeben wird (vgl. Kap. 1.2.4.2). Die kubische Schwindung wird in der Auslegung des Gussstückmodells durch

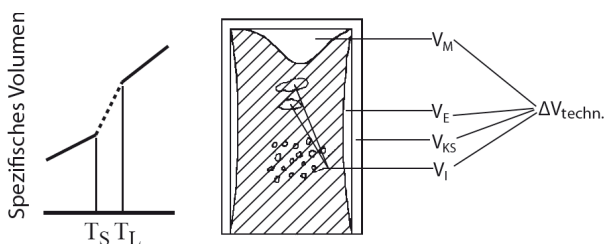


Abb. 1.14: Aufteilung des technischen Volumendefizits: V_M – Makrolunker, V_E – Einfallstellen, V_{KS} – Kubische Schwindung, V_I – Innendefizit (Engler 1965)

Aufmaße, dem sogenannten Schwindmaß, berücksichtigt (vgl. Kap. 1.3.4).

Neben der Volumenabnahme während des Erstarrungsvorgangs bestimmt die unterschiedliche Löslichkeit von Legierungselementen und Gasen (vgl. Kap. 1.2.3.5) im flüssigen und festen Metall die spätere Bauteilqualität. Im festen Zustand ist die Löslichkeit von Legierungselementen geringer als in der Schmelze. In Verbindung mit den üblichen Abkühlzeiten kann der Ausgleich der Legierungselementkonzentration zwischen der Schmelze und dem erstarrten Kristall durch Diffusion nur begrenzt vorstattengehen. Darum stellen sich im erstarrten Gefüge lokal Konzentrationsunterschiede ein, welche als Seigerung bezeichnet werden. Erstreckt sich die Seigerung im Bereich eines einzelnen Kornes ist die Rede von einer Mikroseigerung respektive Kornseigerung, welche sich in einem Gebiet von 10 bis 100 μm bewegt. Makroseigerung tritt in einem weit größeren Gussstückbereich auf (1 bis 100 cm), wobei diese je nach Lage der Entmischungserscheinungen oder Ursache für die Verteilung aufgliedert wird. Bei der sogenannten Blockseigerung findet eine Anreicherung von niedrigschmelzenden Legierungselementen im Inneren des Gussstücks statt. Im Gegensatz dazu ist bei der umgekehrten Blockseigerung im Außenbereich des Gussstücks eine Ansammlung von niedrigschmelzenden Elementen anzutreffen. Finden Entmischungsprozesse auf Grund eines Dichteunterschieds zwischen der ausgeschiedenen Phase und der Schmelze statt, so ist die Rede von einer Schwerkraftseigerung. Mikroseigerungen können durch Diffusions- bzw. Homogenisierungsglühn beseitigt werden, wobei diese kostenintensiven Wärmebehandlungen in der Praxis nur selten angewendet werden. Makroseigerungen können nach der Erstarrung nicht mehr beeinflusst werden. Entmischungserscheinungen während der Erstarrung kann mit einer erhöhten Abkühlgeschwindigkeit begegnet werden. Die Prüfung und Kontrolle der Erstarrung metallischer Schmelzen kann mit Hilfe einer thermischen Analyse erfolgen. Dazu nimmt ein Thermoelement innerhalb des erstarrenden Gussstücks den Temperaturverlauf auf. Knick- und Haltepunkte, hervorgerufen durch die Kristallisationswärme (latente Wärme) der festen Phase, erlauben Rückschlüsse auf die Ausbildung und Qualität des gebildeten Gefüges (Ohno 1987; Kurz 1992; Campbell 2003).

1.2.1.1 Entstehung des Gussgefüges

Die Erstarrung eines Gussstücks hängt von den Erstarrungsbedingungen ab, welche u. a. durch den Formstoff bzw. Formwerkstoff, die Gusslegierung, die Schmelzeföh-

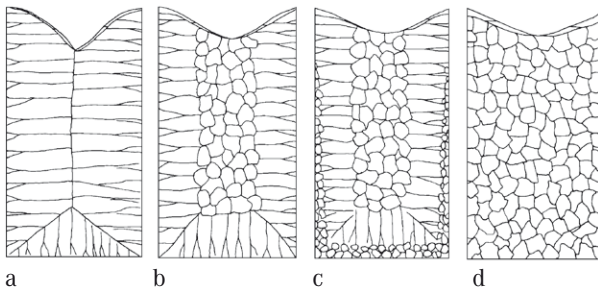


Abb. 1.15: Skizze von Gussblock-Makrostrukturen (Ohno 1987)

nung und -behandlung sowie die Schmelzeüberhitzung beeinflusst werden. Je nach den vorliegenden Abkühl- und Legierungsbedingungen wachsen Kristalle von der Formwand gerichtet in die Schmelze (exogen) dem Wärmefluss entgegen, oder radial ungerichtet in der Schmelze (endogen) in Richtung des Wärmeflusses. Das aus der exogenen Erstarrung resultierende Gefüge erscheint im Schlibbild als Stängelkristalle, im Unterschied zu den Globuliten der endogenen Erstarrung (Abb. 1.15) a und d).

Das typische Gussgefüge eines Blockes weist drei charakteristische Zonen auf (Abb. 1.15) c). An der Formwand liegt während der Erstarrung der Schmelze eine hohe Unterkühlung vor. Im Zusammenspiel mit Verunreinigungen bzw. Keimen sind hier die Bedingungen für ein endogenes Wachstum vorhanden, aus dem unter Abgabe der Erstarrungswärme (latente Wärme) an die Schmelze in den Randbereichen eine globulitische Zone mit isotropischen Eigenschaften resultiert. Mit steigender Dicke dieser ersten Zone sowie der frei werdenden latenten Wärme nimmt in Richtung der Gussstückmitte die stark unterkühlende Wirkung der Gussform ab. Das Kristallwachstum erfolgt nun exogen, also gerichtet von der Gussform zur Mitte des Gussstücks. Dabei weisen die in Wärmeflussrichtung liegenden Stängelkristalle ein bevorzugtes Wachstum auf, weshalb das Wachstum in andere Rich-

tungen nach kurzer Zeit beendet ist. Im Querschnitt des Gussblockes kann diese zweite Zone mit anisotropen Eigenschaften deutlich als Stängelkristallzone ausgemacht werden. Im Laufe des Wachstums der Stängelkristalle werden in der Restschmelze ungelöste Legierungselemente, Verunreinigungen und Kristallbruchstücke angereichert. Durch diese erstarrt die verbleibende Schmelze wieder globulitisch zu der inneren Globulitenzone.

Die dargestellte Gusskörperbildung erfolgte rein schematisch. Je nach der vorliegenden Erstarrungsbedingung und Zusammensetzung schwankt die Größe der einzelnen Zonen (Abb. 1.15) a, b, d). Wird z. B. eine Isolierschicht auf der Formwandoberfläche verwendet oder eine Schmelze mit geringerer Gießtemperatur abgegossen, entfällt die äußere Globulitenzone (Abb. 1.16).

Neben dem grundsätzlichen exogenen oder endogenen Wachstum können metallische Kristalle je nach Legierungszusammensetzung, Abkühlbedingungen und Keimhaushalt der Schmelze kompakt oder dendritisch ausgebildet sein. Aus diesen möglichen Verzweigungsgraden werden unterschiedliche Erstarrungsmorphologien abgeleitet (Ohno 1987; Kurz 1992; Campbell 2003).

1.2.1.2 Erstarrungsmorphologie

Während des Überganges von flüssiger zu fester Phase werden die charakteristischen Eigenschaften des Gussstückes festgelegt. Dieser Phasenübergang stellt den empfindlichsten Abschnitt der Gussstückherstellung dar, da sich dessen Eigenschaften im Laufe der Erstarrung sprunghaft ändern. Dazu zählen zum einen die physikalischen Eigenschaften, wie z. B. die Dichte, die Leitfähigkeit sowie die spezifische Wärme. Von größerer Bedeutung ist die Entwicklung der Morphologie bzw. die Gestalt und Form der Kristalle. Aus der gestaltlosen Schmelze entstehen nach der Keimbildung Kristalle unterschiedlicher Anzahl und Größe, wobei die Kristallgestalt vielfältig



Abb. 1.16: Gussgefüge einer CuZn27.5, CuZn39.7, CuZn42.5 und einer CuAl6 (von links nach rechts)

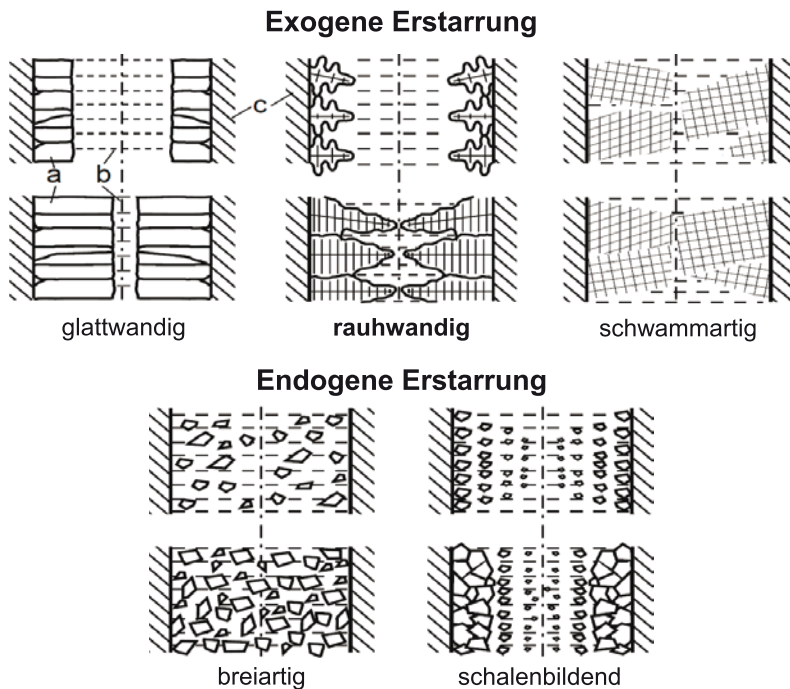


Abb. 1.17: Schematische Darstellung der Grundformen der Kristallausbildungen (Engler 1965)

ausgebildet sein kann. Trotz der Vielfalt der Kristallausbildungen können gewisse Grundformen herausgestellt werden, aus welchen Patterson und Engler die folgende Einteilung vorgenommen haben (Abb. 1.17):

- exogen glattwandige Erstarrung,
- exogen rauhwandige Erstarrung,
- exogen schwammartige bzw. netzartige Erstarrung,
- endogen breiartige Erstarrung,
- endogen schalenbildende Erstarrung.

Dabei treten diese Grundformen in einem realen Abguss in allen denkbaren Übergängen und Überlagerungen auf. Die Primärerstarrung technischer Gusslegierungen setzt sich z. B. überwiegend aus den exogenen Erstarrungstypen zusammen, wobei die folgende eutektische Erstarrung der endogenen Morphologie zugeordnet werden kann. Tabelle 1.3 gibt einen Überblick über die Erstarrungsmorphologie technischer Gusswerkstoffe.

Erstarrungsmorphologie		
Werkstoff	Kokillenguss	Sandguss
Al 99,99	glattwandig	glattwandig
Al 99,9	glattwandig	rauhwandig
Al 99,8	glattwandig	schwammartig
AlSi 5	schwamm-/breiartig	breiartig
AlSi 9	schwamm-/breiartig	breiartig
AlSi 12	rauhwandig bis endogen-schalenbildend	breiartig bis endogen-schalenbildend
AlSi 12 veredelt	glattwandig	glattwandig
AlMg 3	rauhwandig	schwammartig
AlMg 5	rauhwandig bis breiartig	schwamm-/breiartig
AlMg 10	endogen-schalenbildend	breiartig
AlCu 4	rauhwandig	breiartig

Tab. 1.3: Erstarrungsmorphologien technischer Aluminium-Legierungen in Abhängigkeit vom Legierungsgehalt und dem Gießverfahren beziehungsweise Abkühlgeschwindigkeit

Die Kristall- bzw. Erstarrungsmorphologie ist direkt mit den gießtechnischen und mechanischen Eigenschaften der erstarrenden Schmelze verknüpft. So endet z. B. die Erstarrung bei einer glattwandigen Morphologie erst mit dem Zusammenstoß der Kristallfronten, womit bis zum Ende der Gusskörperbildung ideale Bedingungen für eine Flüssig- respektive Massenspeisung vorliegen. Entstehen in der Schmelze gemäß der exogen schwammartigen Erstarrungsmorphologie früh Dendritennetzwerke, wird der Transport der Speisungsmasse zeitig unterdrückt. Zwischen diesen Schwämmen aus Dendriten ist ab diesem Zeitpunkt nur noch eine interdendritische Speisung möglich, wobei die Gefahr von ungespeisten Gussstückbereichen ansteigt (Engler 1965).

Neben der allgemeinen Ausbildung der Kristallfront bestimmt die Erstarrungsmorphologie die Festigkeit der entstehenden Randschale und damit die Aufteilung des technischen Volumendefizits (vgl. Kap. 1.2.1). Je nach Tragfähigkeit der Randschale, der vorliegenden Wärmeleitungsbedingungen sowie der anliegenden Drücke wird das entstehende Volumendefizit am Gusskörper auf verschiedene Teildefizite verteilt (vgl. Kap. 1.2.1). So führt z. B. eine exogen glattwandige Erstarrung zu einer stabilen Randschale. Diese kann der Erstarrungsschwindung des Gusskörpers widerstehen, wodurch sehr gute Speisungsbedingungen vorliegen und ein ausgeprägter Makrolunker gebildet wird. Demgegenüber steht eine exogen schwammartige Erstarrungsmorphologie, bei welcher auf Grund einer instabilen Randschale und der Verschlechterung des Speisungsvermögens mit Einfallstellen und Mikroporosität am bzw. im Gussstück gerechnet werden muss. Einhergehend zur Beziehung Erstarrungsmorphologie – Speisungsvermögen (vgl. Kap. 1.2.3.3) verhält sich der Einfluss der Erstarrungsmorphologie auf die Warmrissbildung während der Kristallisation der Schmelze (vgl. Kap. 1.2.3.4). Tragfähige Erstarrungstypen können während der Gusskörperbildung Spannungen durch elastische und plastische Verformung kompensieren, wogegen instabile Randschalen bzw. Erstarrungsmorphologien bei behinderter Schrumpfung zu Warmrissen führen können. Im Zusammenspiel mit einem schlechteren Speisungsvermögen können diese Risse nicht durch Speisung ausgeheilt werden (Engler 1965; Campbell 2003).

Die Erstarrungsmorphologie der Kristalle und somit die gießtechnischen und mechanischen Eigenschaften der Schmelze können durch und während des Gießprozesses in gewissen Grenzen beeinflusst werden. Infolge einer hohen Abkühlgeschwindigkeit z. B. auf Grund einer hohen Wärmeleitfähigkeit der Form (Dauerformen, Kühlkokillen) wird die exogene Erstarrungsmorphologie von schwammartig, über rauhwandig zu glattwandig

verändert. Analog findet bei endogenen Erstarrungstypen bei erhöhter Abkühlgeschwindigkeit ein vermehrter Übergang von breiartiger zu schalenbildender Erstarrungsmorphologie statt. Dieser Effekt der Abkühlgeschwindigkeit basiert auf deren Auswirkung auf die konstitutionelle Unterkühlung, welche mit steigender Abkühlgeschwindigkeit vermindert wird. Die konstitutionelle Unterkühlung resultiert aus der Mikrosegrierung von Legierungselementen vor der Erstarrungsfront, wodurch der Erstarrungsbeginn lokal verzögert wird. Mit steigender Abkühlgeschwindigkeit wird die konstitutionelle („zusammensetzungsabhängige“) Unterkühlung verringert und damit, je nach chemischer Zusammensetzung der Schmelze, für die Speisung eine günstigere Erstarrungsmorphologie eingestellt (Kurz 1992). Durch die Zugabe von Fremdkeimen, dem sogenannten Kornfeinen (vgl. Kap. 1.2.2.1), bildet die Schmelze bevorzugt endogene Erstarrungstypen (Engler 1965; Kurz, Fischer 1992). Anhand der vorstehenden Erläuterungen können für eine technische Legierung qualitativ die auftretenden Erstarrungstypen abgeschätzt werden. Die phänomenologische Beschreibung der Erstarrungsmorphologie einer speziellen Legierung kann jedoch nur auf experimentellem Wege erfolgen. Dazu werden verschiedene Verfahren angewendet, wie z. B. das Abschreck-, das Markier- oder das Indikatorverfahren. Beim Abschreckverfahren wird anhand des Überganges vom Gussgefüge zum feinkörnigen Abschreckgefüge die Erstarrungsmorphologie dargestellt. Durch Einbringen von Fremdschmelze oder radioaktiven Isotopen respektive stark seigernden Elementen kann beim Markier- bzw. Indikatorverfahren die Erstarrungsmorphologie der Gusslegierung bestimmt werden (Engler 1965; Kurz, Fischer 1992).

Literatur zu Kapitel 1.2.1

Campbell, J.: Castings. Butterworth-Heinemann, Burlington 2003.

Engler, S.: Das Volumendefizit bei der Erstarrung metallischer Schmelzen. Zeitschrift der Metallkunde (1965) 6, S. 327 – 335.

Engler, S.: Zur Morphologie erstarrender Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Gießerei technisch-wiss. Beihefte (1965) 4, S. 169 – 201.

Kurz, W.; Fisher, D. J.: Fundamentals of Solidification. Trans Tech Publications, Aedermannsdorf 1992.

Ohno, A.: Solidification. Springer-Verlag, Heidelberg 1987.

1.2.2 Schmelzebehandlung

Eike Wüller, Bin Lao, Benjamin Schelnberger

Beim Schmelzen und Gießen von Metallen kann die ausgeprägte Neigung der metallischen Schmelze zur Bildung von Oxiden sowie die Neigung des flüssigen Metalls zur Gasaufnahme Probleme bereiten. Ferner beeinflussen andere unlösliche Verunreinigungen, wie z. B. Carbide oder Feuerfestpartikel, die Schmelzequalität.

Zur Herstellung einer hochwertigen Schmelze müssen je nach den Erfordernissen und Gegebenheiten unter Verwendung von Behandlungsmitteln intensive Schmelzebehandlungen durchgeführt werden. Behandlungsmittel stellen z. B. Schmelzhilfsmittel, Kornfeinungsmittel, Reinigungsmittel, Entgasungsmittel sowie Modifikationsmittel dar (VDG 1985). Die Behandlung des flüssigen Metalls kann während des Schmelz- und Warmhalteprozesses, sowie im Laufe des Abgießvorgangs erfolgen (VAW-IMCO 2004).

Die Schmelzebehandlung von Eisen- und Nichteisenmetallen sowie deren Legierungen umfasst eine nicht unerhebliche Anzahl von Maßnahmen chemischer oder physikalischer Art, sowie Kombinationen dieser Wirkungsmechanismen. Zum einen können Schmelzezusätze zur Gefügebeeinflussung eingesetzt werden, zum anderen sollte die Bildung von Oxiden sowie die Gasaufnahme während einer Ofenreise so gut wie möglich unterdrückt werden. Da eine Vermeidung der Oxidbildung sowie der Gasaufnahme nur bis zu einem gewissen Grad möglich ist, müssen Gase und Oxide je nach Anforderungen an die Schmelzequalität aus der Schmelze entfernt werden.

In den folgenden Abschnitten wird auf einige Maßnahmen der Schmelzebehandlung näher eingegangen. Dabei werden repräsentativ für den Nichteisenbereich überwiegend Maßnahmen für Aluminiumschmelzen und für den Eisenbereich Behandlungsschritte für Gusseisenschmelzen dargestellt.

1.2.2.1 Kornfeinung, Impfen

Kornfeinung

Keimbildung und Kristallwachstum bestimmen während des Erstarrungsablaufes die Qualitätsmerkmale eines Gussteiles. Die Erstarrung der Schmelze kann nur stattfinden, wenn Kristallisationskerne, sogenannte Keime, die auf Grund ihrer hinreichenden Größe thermodynamisch stabil sind und nicht wieder aufschmelzen, als Ausgangspunkt des Kristallwachstums vorliegen, wobei die nötige Größe durch heterogene Keimbildung auf einem

bereits vorliegenden festen Substrat verringert werden kann. Um einwandfreie Gussteile zu erhalten, ist neben der Reinigung und Entgasung eine gezielte Einstellung der Korngröße von größter Wichtigkeit. Die Korngröße in Gusslegierungen hängt sowohl von der Anzahl der Keime, die beim Beginn der Erstarrung in der Schmelze vorliegen, als auch von der Abkühlgeschwindigkeit ab (Kammer 1997). Ein feinkörniges Gefüge ist zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, der chemischen Beständigkeit und der Gießereigenschaften in den meisten Fällen erwünscht. Besonders wichtig ist ein feines Korn bei Gusslegierungen mit großem Erstarrungsintervall, um die Warmrissneigung zu verringern. Um dies zu erzielen, wird häufig eine sogenannte Kornfeinung durchgeführt. Man unterscheidet die chemisch-metallurgische und die mechanische Kornfeinung.

Bei der chemisch-metallurgischen Kornfeinung wird ein feinkörniges Gefüge durch das Einbringen von Fremdkeimen in die metallische Schmelze erzielt.

In einem Gussstück entspricht die Anzahl der Körner der Anzahl der wirksam gewordenen Keime. Die Keimbildung erfolgt in Schmelzen technischer Reinheit an Teilchen von Fremdstoffen, deren Durchmesser in der Regel im einstelligen μm -Bereich liegen (Gießerei-Rundschau 34) und als hochschmelzende Verbindungen (Carbide, Boride, Nitride, Oxide) in fester Form vorliegen (Kammer 1997). Kornfeinungsmittel haben die Aufgabe, die Anzahl der wirksamen Fremdteilchen zu erhöhen, um damit zu einem feinkörnigen Gefüge zu gelangen.

Da bei den Gusslegierungen die chemisch-metallurgische Kornfeinung nur die Primärphase beeinflusst, ist sie um so wirkungsvoller, je geringer der eutektische Anteil ist, aber auch je mehr Legierungselemente die Legierung enthält da durch mehr stärkere Seigerungen mehr Körner wachsen können (VAW-IMCO 2004) (Abb. 1.18).

In der Praxis wird zum Kornfeinen von Aluminium-Legierungen überwiegend Titan, meist in Verbindung mit Bor, verwendet. Die üblichen Mengen liegen dabei zwischen 3 und 5 kg Kornfeinungsmittel pro Tonne. Magnesiumlegierungen können durch die Zugabe von Zr, Ca, leichte Seltene-Erden oder durch die Schmelzbehandlung mit Kohlenstoffverbindungen, wie z. B. mit C_2Cl_6 korngefeint werden (Bach 2004).

Im Gegensatz zu den Leichtmetallegerungen und zu den Werkstoffen auf Eisenbasis sind die Möglichkeiten einer Kornfeinung bei Kupfer und Kupferlegierungen sehr begrenzt. Eine korngreifende Wirkung wird Zirkon- und Bor-Zusätzen bei Kupfer-Zinn-, Kupfer-Zinn-Zink- und Kupfer-Zinn-Blei-Legierungen zugeschrieben. Zu beachten ist, dass eine Kornfeinung mit Zirkon oder Bor „alleine“ nicht immer eintritt. Die Wirksamkeit ist in gro-

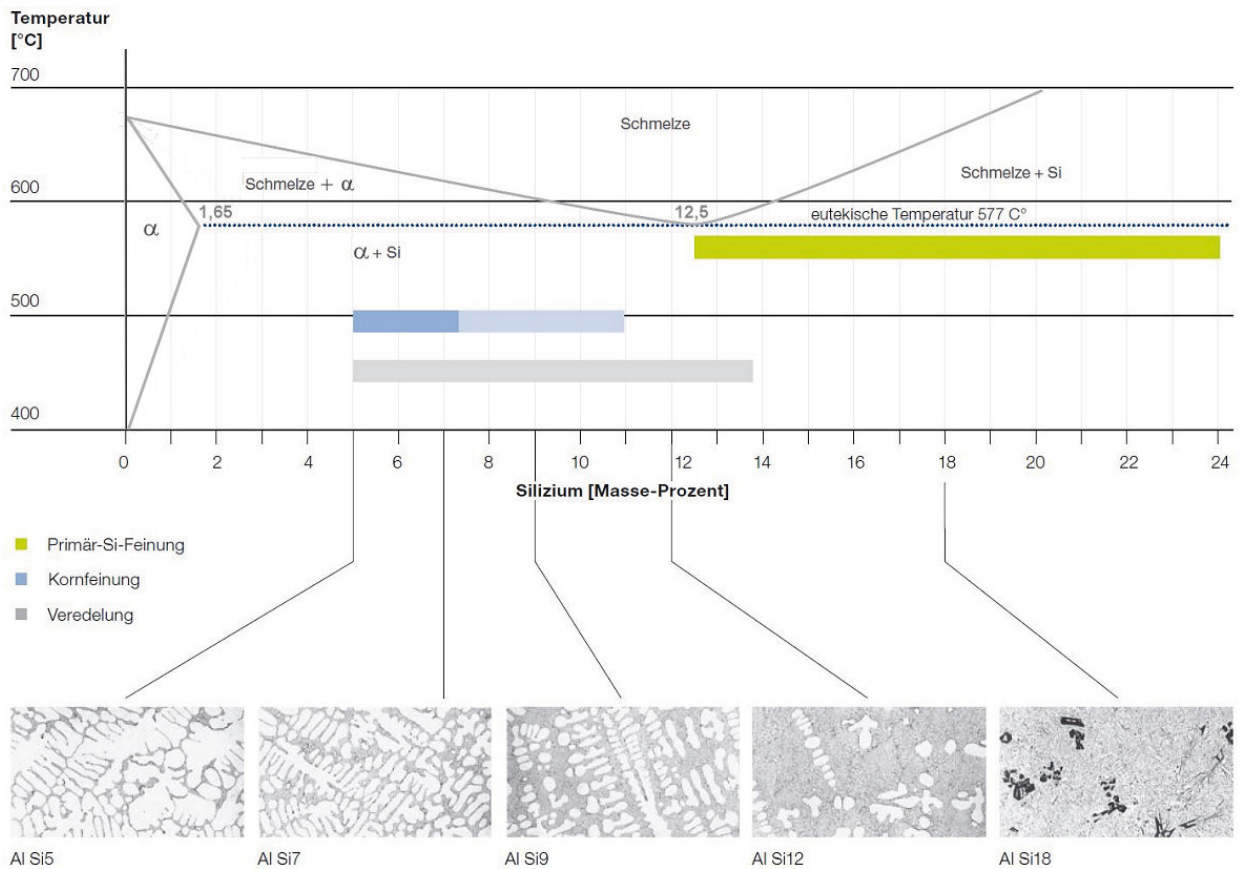


Abb. 1.18: Beispiel für Behandlungsmaßnahmen zur Gefügebeeinflussung von AlSi-Legierungen (VAW-IMCO 2004)

dem Maße von der Legierungszusammensetzung abhängig. Eine Kornfeinung von Messing mit Bor funktioniert oft nur bei Anwesenheit gewisser Anteile Eisen und/oder Aluminium in der Schmelze (IfG o.J.).

Eine Kornfeinung kann auch durch einen mechanischen Vorgang erfolgen. Es existieren mehrere Theorien über Wirkmechanismen der Kornfeinung durch Schwingungsbehandlung wie Vibration (Buxmann 1973; Levinson et al. 1955; Freedman, Wallace 1957; Novikov et al. 1960). Eine von Chworinov (Balandin 1974) aufgestellte Theorie besagt, dass die Vibration eine intensive Durchmischung der Restschmelze im nichterstarrten Bereich des Gussstücks hervorruft, die einen Teil der Kristallisationsfront zerstört. Die entstehenden Kristallbruchstücke wirken als freie Kristalle, die vor der Erstarrungsfront wachsen. Eine systematische Untersuchung der Kornfeinung durch Vibration bietet Dommaschk (Dommaschk 2003).

Zur Beurteilung der Wirksamkeit der Kornfeinung hat sich die Thermoanalyse als schnelles und relativ preiswertes Verfahren in vielen Gießereien bewährt. Der Prüfmethod liegt der Vergleich zweier Abkühlkurven der zu untersuchenden Schmelze zugrunde (Abb. 1.19). Die

bei der Primärerstarrung auftretenden Unterkühlungseffekte (Rekaleszenz) lassen Rückschlüsse auf die Wirkung einer durchgeführten Kornfeinungsbehandlung zu (Fosco 2007). Ein Zusammenhang zwischen Rekaleszenz und der späteren Korngröße im Gefüge besteht jedoch nicht (Kammer 1997).

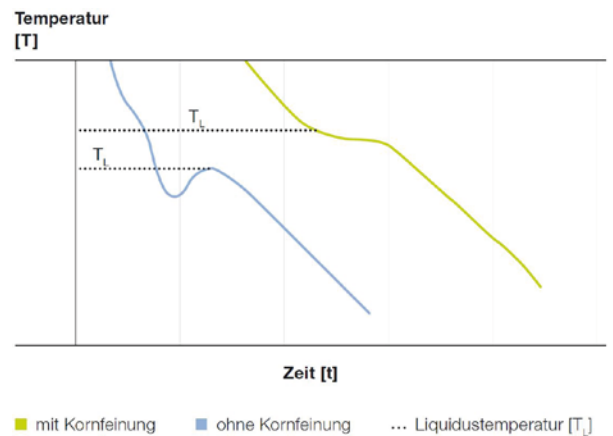


Abb. 1.19: Thermische Analyse zur Kornfeinungskontrolle von Al-Gusslegierungen (VAW-IMCO 2004)

Impfen

Bei der Herstellung von Gusseisen wird eine Flüssigmetall-Behandlung durchgeführt, die sogenannte Impfung, durch welche Fremdkeime in die Schmelze eingebracht werden. Dabei handelt es sich um die Zugabe von kleinen Mengen an Spurenelementen vor dem Abguss.

Der Vorgang des Impfens unterscheidet sich nicht nur durch die Beschränkung des Begriffs auf Gusseisenschmelzen vom Vorgang der Kornfeinung, von der man bei der Behandlung von Aluminium spricht. Er behandelt auch grundsätzlich nie eine Hemmung des Kristallwachstums, die bestimmte Legierungselemente bewirken und die bei Aluminiumwerkstoffen zur Ausbildung eines feineren Gefüges genutzt wird.

In der Regel werden Ferro-Silizium-Legierungen mit Aluminium und Calcium als Impfmittel verwendet. Die zugegebenen Keime dienen bei der Erstarrung als Keimstellen für den Graphit. Eine gute Impfung macht sich bei Gusseisen mit Lamellengraphit durch eine Ausbildung der Lamellen in A-Form, klassifiziert nach der DIN EN ISO 945, bemerkbar. Unzureichende Impfung verursacht das Auftreten der Graphitlamellen der Formen D und E (vgl. Kap. 1.3.1). Bei Gusseisen mit Kugelgraphit wird die Sphärolitendichte durch die Zugabe von Impfmittel erhöht. Die typische Zugabemenge liegt bei Gusseisen mit Lamellengraphit bei 0,15 bis 0,4 Gewichtsprozent, bei Gusseisen mit Kugelgraphit zwischen 0,25 und 0,8 Gewichtsprozent (Davis 1996).

Da der Effekt der Impfung zeitlich abklingt, kommt der Wahl des Zeitpunktes der Zugabe besondere Bedeutung zu. Das Abklingen ist darüber hinaus abhängig von der Schmelzetemperatur, sodass mit steigender Temperatur das Abklingen beschleunigt wird (Abb. 1.20). Daher sollte der Zeitpunkt möglichst kurz vor dem Abguss liegen und die Temperatur gering sein um so die Zugabemenge an Impfmittel zu reduzieren.

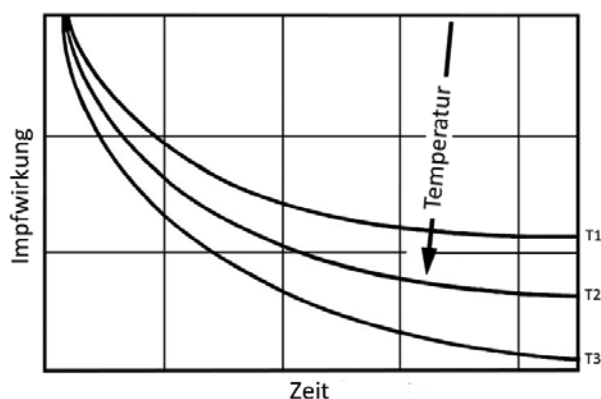


Abb. 1.20: Abklingen der Impfwirkung bei unterschiedlichen Temperaturen (Neumann 1999)

Das Impfmittel wird in der Regel in den Gießstrahl zugegeben oder beim Umfüllen der Schmelze überschüttet, wie beispielsweise beim Abstich in die Pfanne. Die Zugabe des Impfmittels in den Gießstrahl kann in granulierter Form über eine Rinne oder in Form eines mit Impfmittel gefüllten Hohl drahtes, der in den Gießstrahl eingespult wird, erfolgen. Diese Verfahren werden häufig bei automatischen Gießanlagen verwendet. Die Zugabe in der Pfanne erfolgt ebenfalls in granulierter Form und wird verwendet, wenn direkt aus der Pfanne gegossen wird beziehungsweise eine Vorkonditionierung vor einem zweiten Impfen, zum Beispiel in der Vergießanlage, erzielt werden soll. Eine weitere Möglichkeit ist das Einbringen eines Impfkörpers in der Größe einiger Zentimeter in den Einguss der Form. Die Spätimpfung im Gießstrahl oder in der Form bietet gegenüber der Pfannenimpfung einen höheren Wirkungsgrad und, im Fall der Gießstrahlimpfung, eine automatisierbare, gleichmäßige Zugabe des Impfmittels über den gesamten Gießvorgang (Hasse 1996).

1.2.2.2 Schmelzezusätze zur Gefügebeeinflussung

1.2.2.2.1 Schmelzezusätze zur Gefügebeeinflussung von Aluminium-Legierungen

Die Eigenschaften einer Aluminium-Legierung werden entscheidend durch die Ausbildung des Gussgefüges bestimmt. In der Praxis werden, außer bei der Variation der Abkühlgeschwindigkeit durch unterschiedliche Formstoffe, in der Regel Schmelzezusätze verwendet. Gängige Maßnahmen zur Beeinflussung der Gussgefügeausbildung von Aluminium-Silizium-Legierungen sind:

- Umwandlung des eutektischen Siliziums von der nadelförmigen über die lamellare bis hin zur feinfaserigen Morphologie durch Zugabe von geringen Mengen an Natrium, Strontium oder Antimon.
- Bei übereutektischen Al-Si-Legierungen eine Feinung der primären Siliziumkristalle mit Phosphor.

In Abbildung 1.21 sind die möglichen Ausbildungsformen des eutektischen Siliziums für eine $AlSi_{11}$ -Legierung mit verschiedenen Na-Gehalten dargestellt. Der lamellare Zustand (a) stellt sich nur bei Gusslegierungen ein, die nahezu frei von Phosphor oder Veredelungsmitteln wie Natrium oder Strontium sind. Im körnigen Zustand (b), der sich bei Anwesenheit von Phosphor ohne Natrium oder Strontium einstellt, liegen die Siliziumkristalle in Form von verhältnismäßig groben Körnern oder Platten

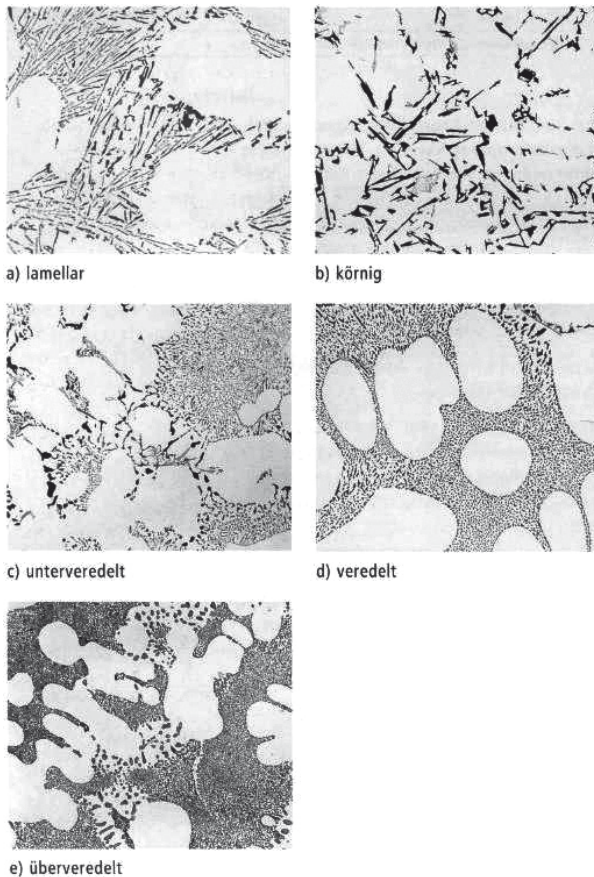


Abb. 1.21: Die Möglichen Ausbildungsformen des eutektischen Siliziums für eine AlSi11-Legierung (VAW-IMCO 2004)

vor. Beim unterveredelten (c) und verstärkt bei dem völlig veredelten Gefügestand (d) liegen sie stark verkleinert, abgerundet und gleichmäßig verteilt vor, was sich insbesondere positiv auf die Zugfestigkeit und Bruchdehnung auswirkt. Bei einer Überveredelung (e) treten blattrippenförmige Bänder mit intermetallischen natriumhaltigen Phasen auf (VAW-IMCO 2004). Eine Überveredelung mit Natrium führt somit zu einer Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften (VAW-IMCO 2004; Foseco 2007).

Bei Forderungen nach höherer Bruchdehnung im Gussteil werden Aluminium-Gusslegierungen mit ca. 7 bis 13 % Silizium durch die Zugabe von ca. 40 bis 100 ppm Natrium veredelt. Bei Gusslegierungen bis ca. 11 % Silizium kann auch mit Strontium als Langzeit-Veredler gearbeitet werden, da das Abbrandverhalten dieses Elements wesentlich günstiger ist als das von Natrium. Empfohlene Zugabemengen von Sr liegen zwischen 200 und 300 ppm. Eine genaue Prüfung der Veredelungswirkung kann nur durch eine Schlibf Beurteilung erfolgen. Da mit einer Veredelung eine gezielte Unterkühlung der Schmelze (Depression) eintritt, kann als schnelle betriebliche

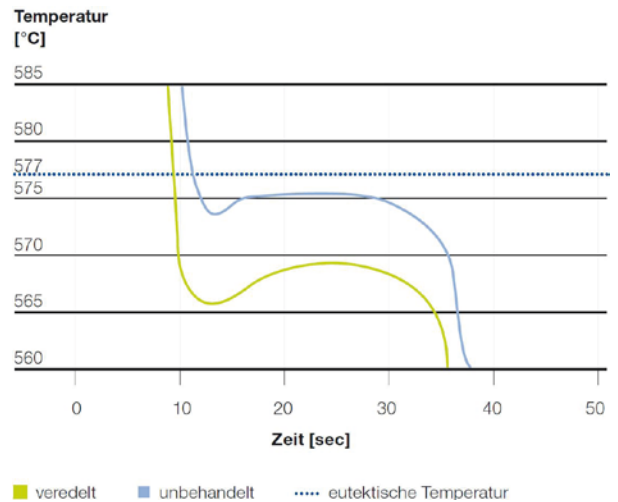


Abb. 1.22: Thermische Analyse zur Veredelungskontrolle von Al-Gusslegierungen (VAW-IMCO 2004)

Prüfung eine thermische Analyse durchgeführt werden (Abb. 1.22) (VAW-IMCO 2004). Dazu muss jedoch durch metallographische Voruntersuchungen geklärt werden, welcher Depressionswert für ein ausreichend veredeltes Gefüge benötigt wird (Kammer 1997).

1.2.2.2.2 Schmelzezusätze zur Gefügebeeinflussung von Gusseisen-Legierungen

Bei Gusseisen kann durch die chemische Zusammensetzung das Gefüge beeinflusst werden. Dabei kann zum einen die Form des Graphits oder zum anderen das Grundgefüge Ferrit/Perlit verändert werden.

Chemische Elemente, die eine kugelförmige Ausbildung des Graphits fördern, werden als sphärolitisierende Elemente bezeichnet. Dazu zählen Magnesium, Calcium, seltene Erden wie Cer, Lanthan etc. und Yttrium. Aluminium, Arsen, Bismut, Tellur, Titan, Blei, Schwefel und Antimon fördern die Bildung von Lamellengraphit. Ein ausgeglichenes Verhältnis beider Elementengruppen führt zur Erzielung eines Gefüges mit vermicularer Graphitform (vgl. Kap. 1.3.1).

Durch das Zulegieren verschiedener Elemente kann das Ferrit/Perlit Verhältnis des Grundgefüges maßgeblich beeinflusst werden. Die Bildung findet bei der eutektoiden Umwandlung statt, bei der der Austenit in Ferrit oder Perlit umgewandelt wird.

Silizium verschiebt das Verhältnis zu größeren Ferritanteilen im Gefüge. Höhere Gehalte führen zur Verfestigung und Erhöhung der Härte des Ferrits. Die Zugabe von Mangan führt zu einem höheren Perlitgehalt im Gefüge und kann zudem zu Seigerungen in Bereichen der Korngrenzen

zen führen. Häufig wird auch Kupfer zur Erhöhung des Perlitgehaltes eingesetzt. Bei einem Gewichtsanteil von Mangan und Kupfer in der Summe von ca. 1 % wird keine weitere Zunahme an Perlit erreicht. Nickel erhöht ebenfalls den Perlitanteil, wobei es gleichzeitig ein feinstreifigeres Perlit erzeugt (Hasse 1996).

1.2.2.3 Schmelzereinigung

Zwei natürliche Eigenschaften der flüssigen Schmelze bereiten beim Gießen die meisten Probleme: die ausgeprägte Neigung zur Bildung von Oxiden und die Neigung zur Aufnahme von Gasen. Ferner spielt noch andere unlösliche Verunreinigungen, wie z. B. Al-Carbide oder Feuerfestpartikel eine gewisse Rolle (Kammer 1997). Eine gute Schmelzequalität zu erzielen heißt demnach, zum einen die Bildung von Oxiden und die Aufnahme von Gasen so gut wie möglich zu unterdrücken und, da dies nur bis zu einem gewissen Grad möglich ist, zum anderen Wasserstoff und Oxide so weitgehend wie möglich aus der Schmelze zu entfernen. Die durch Schmelzereinigung nicht entfernten Verunreinigungen können durch die richtige Filtertechnik beim Abguss herausgefiltert werden.

Oxidreinigung von Schmelzen auf Aluminiumbasis

Oxide können durch eine Entgasungs-, Salz- und Abstehtbehandlung aus der zu vergießenden Schmelze entfernt werden. Bei der Entgasungsbehandlung von Aluminiumschmelzen werden die im flüssigen Metall schwebenden Oxide an aufsteigende Gasblasen gebunden und zur Badoberfläche transportiert. Für eine effektive Reinigung ist es wünschenswert, dass möglichst viele kleine und über den ganzen Badquerschnitt verteilte Gasblasen erzeugt werden können (Kammer 1997).

Zur Bestimmung von Menge und Art von ungelösten nichtmetallischen Verunreinigungen in Schmelzen auf Aluminiumbasis kann das PoDFA- (Porous Disc Filtration Apparatus)-Verfahren eingesetzt werden. Dabei wird eine bestimmte Menge Schmelze durch einen feinen Filter gepresst und die zurückgehaltenen Verunreinigungen hinsichtlich Art und Menge metallographisch untersucht. Als Verfahren für ständige Routineuntersuchungen ist es nicht geeignet, da es zeit- und kostenaufwendig ist (Müller 1996).

Um den Gehalt an Oxiden und anderen Verunreinigungen schnell zu überprüfen, bietet sich bei Schmelzen auf Aluminiumbasis das sogenannte Qualiflash-Verfahren an, bei dem die durch einen Filter gelaufene Schmelzemenge als Maß für die Schmelzeinheit herangezogen wird. Dieses halbquantitative Verfahren erfordert ein Anpassen

der Versuchsparameter an die jeweilige Gusslegierung (VAW-IMCO 2004; Müller 1996).

Entgasung von Schmelzen auf Aluminiumbasis

Die in der Technik verwendeten Gießmetalle und -legierungen können im flüssigen Zustand teilweise beträchtliche Mengen Gas aufnehmen.

Sie entstammen (Kammer 1997):

- der Atmosphäre (Luft, Brennstoff, Verbrennungsluft, Abgase),
- dem Einsatz (vergasstes Material, feuchter Einsatz),
- dem Ofen-, Tiegel- und Pfannenmaterial (bei ungenügender Vortrocknung), sowie
- ungenügend getrockneten Fluss- und Reinigungsmitteln.

Grundsätzlich stehen für die Entgasung folgende Methoden zur Verfügung (VAW-IMCO 2004; Kammer 1997):

- Abstellenlassen der Schmelze bei niedrigen Temperaturen wenig oberhalb der Temperatur, bei der während der Abkühlung die Kristallisation beginnt (Liquidustemperatur),
- Vakuumentgasen, oder
- Behandeln
 - Gasspülen (mit inerten Gasen oder chemisch aktiven Gasen)
 - Oxidieren.

Ein längeres Abstellen der Schmelze bei richtiger Temperatur ist zwar eine wirksame, aber auch sehr zeitaufwendige Reinigungsmethode. Ein wirtschaftliches und umweltschonendes Reinigungsverfahren stellt das Inertgas-Spülen mittels einer Lanze oder durch einen Impeller dar, welches überwiegend in der Industrie eingesetzt wird. Zur Erzielung einer optimalen Entgasungswirkung sind die Parameter Gasdurchflussmenge und Behandlungszeit, sowie bei der Verwendung eines Impellers der Rotordurchmesser und die Rotordrehzahl zu beachten. Abbildung 1.23 zeigt ein FDU-Entgasungsgerät der Firma Foseco (Foseco 2007), welches nach dem Impellerprinzip arbeitet.

Durch den Einsatz eines Vakuum-Entgasungsgerätes kann auch eine Reinigung und Entgasung erreicht werden. Diese Methode ist allerdings kostspielig und umständlich.

Seit einigen Jahren gibt es zuverlässig arbeitende Geräte, die den Wasserstoffgehalt in Aluminiumschmelzen messen können (Chen et al. 1994). Sie arbeiten nach dem Prinzip der Gleichgewichtseinstellung zwischen der Schmelze und einer Messsonde, sodass der tatsächliche Gasgehalt in der Schmelze bestimmt wird. Auf diese Wei-

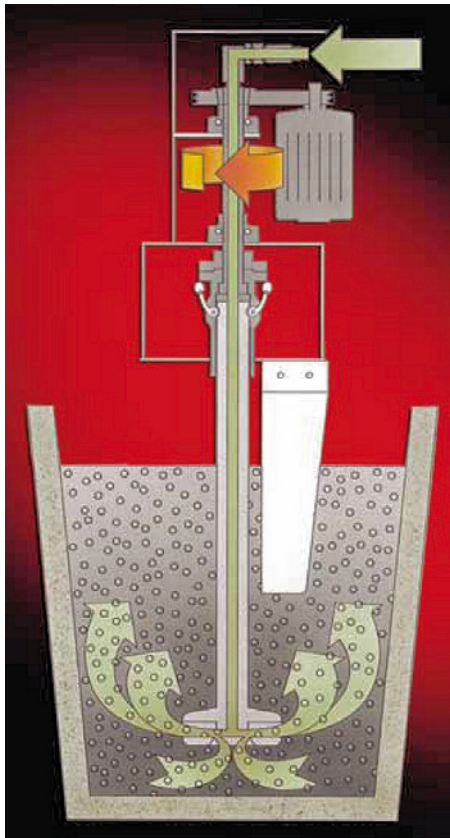


Abb. 1.23: FDU-Entgasungsgerät basierend auf dem Impellerprinzip (Foseco 2007)

se lässt sich die Wirkung von Entgasungsbehandlungen schnell beurteilen (Foseco 2013).

Das Unterdruck-Dichte-Verfahren (Straube-Pfeiffer-Probe) ist ein schnelles und preiswertes Verfahren zur Kontrolle der Entgasungsbehandlung beziehungsweise der Schmelzequalität. Daher wird es in den meisten Fertigungsbetrieben zur Qualitätssicherung genutzt. Dieses Verfahren dient zur Ermittlung der Neigung einer Schmelze, während der Erstarrung Gasporosität zu bilden. Dazu lässt man eine Probe bei einem Unterdruck von 80 mbar erstarren, die dann je nach Gasgehalt unterschiedlich viele Gasblasen enthält, und vergleicht deren scheinbare Dichte mit der einer gleichartigen Probe, die unter Atmosphärendruck erstarrt ist. Der sogenannte Dichte-Index wird dann nach folgender Gleichung berechnet (VAW-IMCO 2004):

$$D_1 = (D_A - D_{80}) / D_A \cdot 100 \% \quad (1.1)$$

mit:

D_1 Dichte-Index

D_A Dichte der unter Atmosphärendruck erstarrten Probe

D_{80} Dichte der unter 80 mbar erstarrten Probe.

Die Beurteilung der Schmelzequalität mittels Unterdruck-Dichte-Probe erfordert für jede Gusslegierung und für jeden Anwendungsfall eine gesonderte Festlegung kritischer Dichte-Index-Werte (VAW-IMCO 2004).

Gusseisen-Entschwefelung

Bei der Herstellung von Gusseisen mit Vermicular- oder Kugelgraphit ist die Reinheit der Schmelze von großer Bedeutung. Eine bestimmende Einflussgröße ist dabei der Schwefelgehalt in der Schmelze, da ein großer Anteil an Schwefel zu einem hohen Verbrauch an kostenintensiven sphärolitisierenden Elementen führt. Der Schwefel bildet mit dem eingebrachten Magnesium Magnesiumsulfid, welches in der Form von Dross und Schlacke an der Schmelzeoberfläche abgezogen oder beim Gießen gefiltert werden muss (vgl. Kap. 1.2.4). Falls durch die Wahl der Einsatzmaterialien ein erhöhter Schwefelgehalt nicht vermieden werden kann, ist eine Entschwefelung notwendig.

Das Entschwefeln findet stets außerhalb des Ofens statt. Dazu stehen verschiedene Verfahren zur Verfügung:

- Einblasen von Entschwefelungsmitteln mit Inertgas über Lanzen. Dadurch wird gleichzeitig eine Badbewegung erzeugt.
- Inertgas strömt vom Pfannenboden durch die Schmelze, dabei werden entschwefelnde Stoffe auf die Badoberfläche aufgeben.
- Die Schüttelpfanne versetzt die Pfanne in eine Exzenterbewegung und rührt dabei das Entschwefelungsmittel ein.
- Ein feuerfestes Rührsystem rührt mit einer Schaufel im Schmelzebad, wodurch die Schmelze mit dem Entschwefelungsmittel in Berührung kommt.

Durch diese Art der Entschwefelung kann mit einer Zugabemenge an CaC₂ von 0,5 bis 1,0 Gewichtsprozent der Schwefelgehalt der Basisschmelze von 0,07 bis 0,10 Gewichtsprozent auf 0,01 bis 0,02 Gewichtsprozent gesenkt werden. Zur Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit sollte der Schwefelgehalt stets kleiner als 0,08 Gewichtsprozent sein. Die Effektivität des Entschwefelns durch die Zugabe von Calciumcarbid ist am höchsten. Kalk eignet sich ebenfalls sehr gut zum Entschwefeln, hat jedoch den Nachteil bezüglich des Volumens der sich bildenden Schlacke, der Behandlungsdauer und der notwendigen Badbewegung (Davis 1999).

Gusseisen-Schlacke

In Gusseisenschmelzen gelangen oxydische Stoffe, welche sich nicht in der Schmelze lösen auf Grund ihrer geringen Dichte an die Badoberfläche. Diese bilden eine sogenannte Schlacke.

Tab. 1.4: Typische Zusammensetzungen von Kupolofenschlacken (Davis 1999)

Beschreibung	Kupolofen- größe [mm]	Stahl [%]	Koks [%]	Zuschlags- stoffe [%]	Schlackenzusammensetzung					
					SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO	MnO	CaO	MgO
Durchschnittliche Dünnflüssigkeit	2135	33	7,5	1,9	47,1	12,1	6,9	4,6	22,0	1,6
Durchschnittliche Dünnflüssigkeit	1220	22	12,8	3,0	46,2	11,0	1,1	1,4	37,2	1,0
Viskose Schlacke	1220	22	12,8	2,2	52,1	12,4	1,5	1,9	29,2	0,9
Flüssig und Korrosiv	2135	14	11,0	3,5	39,6	10,1	3,8	2,9	38,8	2,9
Überblasener Kupolofen 150 m ³ /min/m ²	533	21	14,0	5,0	45,6	18,5	16,1	2,8	15,4	1,0

Bei dem Schmelzen im Kupolofen wird durch die Zugabe von Zuschlagsstoffen eine Schlacke erzeugt, welche die Oxidationsprodukte und die Asche aus dem Koks bindet. Diese Schlacke wird beim Abstich des Kupolofens über einen Siphon abgeschieden. Typische Zusammensetzungen von Schlacken im Kupolofen je nach Größe und Fahrweise sind in Tabelle 1.4 aufgeführt.

Wird in einem Induktionsofen geschmolzen, kann die Schlacke nicht über einen Siphon entfernt werden. Zur besseren Entfernung der Schlacke können Hilfsmittel, sogenannte Schlackenbinder, zugegeben werden. Durch diese werden Schlackenpartikel gebunden und die Viskosität des Agglomerates erhöht. Die Schlacke kann anschließend beispielsweise mit einem Schlackengreifer von der Oberfläche abgezogen werden.

Literatur zu Kapitel 1.2.2

Bach, F.-W.: Verfahren zur Kornfeinung von Magnesiumlegierungen. Dt. Patent, DE10315112A1 28.10.2004.

Balandin, G. F.: Kristallisation und Kristallstruktur in Gussstücken. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1975.

Buxmann, K.: Auswirkung von Schock, Vibration und Strömung auf die Erstarrung von Metallen. Zeitschrift Metallkunde 63 (1973) 9, S. 516 – 521.

Chen, X. G. et al.: Vergleich verschiedener Verfahren zur Wasserstoffbestimmung in Aluminiumgusslegierungsschmelzen. Gießerei 81 (1994) 3, S. 53 – 60.

Davis, J. R.: Cast Irons. ASM international (1999).

Dommaschk, C.: Beitrag zur Gefügebeeinflussung erstarrender Metallschmelzen durch Vibration. TU Freiberg, 2003.

Foseco (Hrsg.): ALSPEK H Direkte Wasserstoffmessung in Aluminiumlegierungen. Produktinformation. Foseco GmbH, Borken 2013.

Foseco GmbH (Hrsg.): Fallstudie: Schmelzebehandlung-Nichteisenguss. Borken 2007.

Freedman, A. H.; Wallace, J. F.: Vibration strength into metals. Modern Castings 31 (1957) 4, S. 64 – 74.

Hasse, S.: Duktiles Gusseisen. Schiele & Schön, Berlin 1996.

Kammer, C.: Aluminium-Taschenbuch. 15. Aufl., Aluminium Verlag, Düsseldorf, 1997.

Levinson, D. W.; Murphy, A. H.; Rostocker, W.: Influence of vibration on fluidity and filling during investment casting of an aluminium alloy. Trans. AFS (1955), S. 683 – 686.

Müller K.: Möglichkeiten der Gefügebeeinflussung eutektischer und naheutektischer Aluminium-Silizium-Gusslegierungen unter Berücksichtigung der mechanischen Eigenschaften. Dissertation, TU Berlin, 1996.

Neumann, F.: Gusseisen. 2. Aufl., expert Verlag, Renningen-Malsheim 1999.

Novikov, I. I. et al.: Anwendung niederfrequenter Vibration während der Erstarrung zur Verbesserung der Struktur und der Eigenschaften von Gussstücken. Institut für Buntmetalle Moskau (Hrsg.): Buntmetalle und deren Legierungen. Sammelband Forschungsberichte, Moskau 1960.

VAW-IMCO (Hrsg.): Aluminium-Gusslegierungen. 3. Aufl., VAW-IMCO Guss und Recycling GmbH, Neuss 2004, S. 20 – 29.

VDG-Merkblatt: Schmelzebehandlungsmittel für NE-Metalle und NE-Legierungen, R50, 1985.

1.2.3 Gießeigenschaften

Matthias Bünck

Durch die Gießeigenschaften werden alle den Gießprozess beeinflussenden Eigenschaften einer Legierung beschrieben. Dazu gehören das Formfüllungsvermögen, als ein Maß für die Abbildung des Formhohlraums durch das vergossene Metall sowie das Fließvermögen, welches den Fließvorgang einer teilerstarrten oder vollständig flüssigen Schmelze beschreibt. Im weiteren Sinne werden unter den Gießeigenschaften auch Speisungsvermögen, Warmrissneigung, Gasaufnahme und Oxidationsneigung zusammengefasst.

1.2.3.1 Formfüllungsvermögen

Das Formfüllungsvermögen wird als Fähigkeit einer Schmelze verstanden, sich an Konturen einer Formkavität anzupassen, es beschreibt also die Abbildungsgenauigkeit eines Formhohlraums durch das vergossene Metall. Dementsprechend ist das Formfüllungsvermögen hoch, wenn auch feine Konturen im Gussteil wiedergegeben werden. Besonders Ecken und Kanten sind problematische Bereiche, die nur in begrenztem Maße vom Metall abgebildet werden können und bei geringem Formfüllungsvermögen im Gussteil nicht scharf, sondern abgerundet vorliegen.

In erster Linie wirkt sich hier die Oberflächenspannung der Schmelze aus. Ist diese hoch kann die Schmelze die Form nur unzureichend benetzen und die Konturschärfe sinkt. Negativen Einfluss auf die Benetzbarkeit haben z. B. Oxide. Darüber hinaus spielen die Viskosität der Schmelze und die Gießzeit sowie das Erstarrungsverhalten wichtige Rollen, denn eine durch diese Parameter beeinflusste Vorerstarrung erschwert das Eindringen der Schmelze in Ecken und Kanten.

Unter Voraussetzung, dass vollständig flüssige Schmelze vorliegt und Form sowie Metall die gleiche Temperatur haben, kann das Formfüllungsvermögen näherungsweise über nachfolgende Formel beschrieben werden:

$$F = \frac{\rho \cdot g \cdot h}{2\sigma} \quad (1.2)$$

F Formfüllungsvermögen im Flüssigkeitsbereich

ρ Dichte des flüssigen Metalls in kg/m^3

h metallostatistische Druckhöhe in m

σ Oberflächenspannung in kg/s^2

g Erdbeschleunigung in m/s^2 .

Da die Temperaturen von Schmelze und Form jedoch in der Regel voneinander abweichen, beeinflussen diese in der Realität die Formfüllung.

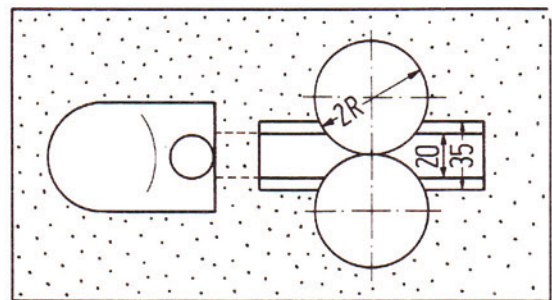
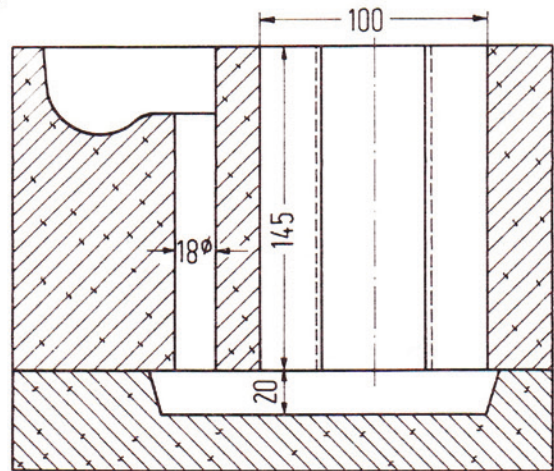


Abb. 1.24: Schematische Darstellung der Bolzenprobe zur Messung des Formfüllungsvermögens nach Engler und Ellerbok (Engler, Ellerbok 1974)

Um das Formfüllungsvermögen experimentell zu untersuchen gibt es unterschiedliche Ansätze, wobei sich die Bolzenprobe in der Praxis bewährt hat. Diese besteht im Wesentlichen aus zwei senkrecht stehenden, zylindrischen Bolzen, die sich entlang einer Linie berühren (Abb. 1.24). Die Bolzen bilden dadurch einen sich verengenden Spalt, in die das Metall mehr oder weniger weit eindringen kann (Abb. 1.25).



Abb. 1.25: Gussteil Bolzenprobe aus AISi7Mg0,3 in Anlehnung an (Engler, Ellerbok 1974)

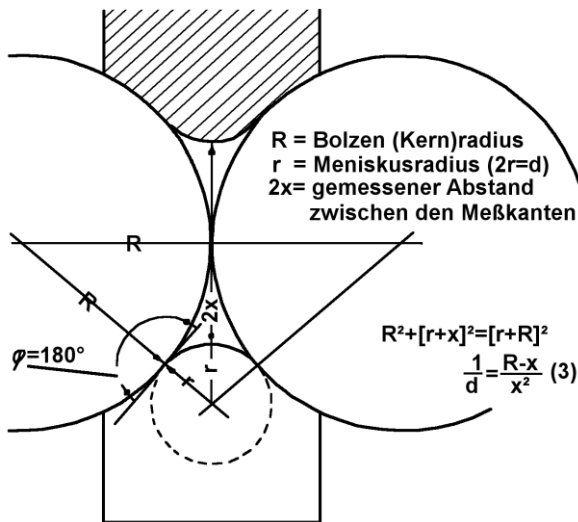


Abb. 1.26: Schema zur Berechnung des Formfüllungsvermögens $1/d$ (Engler, Ellerbrok 1974)

Abbildung 1.26 stellt diesen Eindringvorgang schematisch dar. Der sogenannte reziproke Durchmesser $1/d$ entspricht in obiger Formel dem Formfüllungsvermögen F . Dementsprechend erhält das Formfüllungsvermögen die Einheit mm^{-1} . Aus der Breite des resultierenden Spalts $2x$ (Abb. 1.25) und (Abb. 1.26) kann F in Abhängigkeit von der metallostatistischen Druckhöhe auf einfache Weise berechnet werden.

Untersuchungen von Engler und Ellerbrok (Engler, Ellerbrok 1974) zeigen am Beispiel der Legierung AlSi_9 den Einfluss der Druckhöhe bei verschiedenen Temperaturen auf das Formfüllungsvermögen (Abb. 1.27). Mit zunehmender Druckhöhe kann die Formfüllung verbessert werden. Auf Grund des Einflusses von Vorerstarrung weicht die Formfüllung mit sinkender

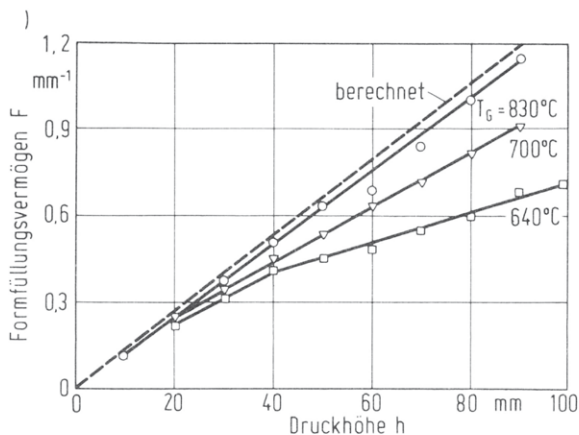


Abb. 1.27: Formfüllungsvermögen der Legierung AlSi_9 in Abhängigkeit von der Druckhöhe (Engler, Ellerbrok 1974)

Gießtemperatur zunehmend von der nach Korolov (Engler, Ellerbrok 1974) berechneten Kurve ab.

Der Einfluss der Gießtemperatur auf das Formfüllungsvermögen ist in Abbildung 1.28 verdeutlicht. Oberhalb einer bestimmten Übergangstemperatur $T_{\bar{v}}$ ist das Metall bis zur Beendigung der Formfüllung vollständig flüssig, sodass kein Einfluss der Gießtemperatur festgestellt werden kann. Unterhalb von $T_{\bar{v}}$ sinkt das Formfüllungsvermögen auf Grund des Einflusses von Vorerstarrung deutlich. Aus diesen Beispielen wird ersichtlich, welche Maßnahmen zur Verbesserung des Formfüllungsvermögens führen. Zum einen kann mittels Drucksteigerung, wie z.B. durch Erhöhung der metallostatistischen Druckhöhe im Schwerkraftgießen, Verbesserung erzielt werden. Desweiteren können sowohl Schmelze- als auch Formtemperatur gesteigert werden, um die Schmelze bis zum Ende der Formfüllung flüssig zu halten. Außerdem nimmt die Oberflächenspannung in der Regel mit steigender Temperatur ab. Ausnahmen sind z.B. Kupfer- und Gusseisenschmelzen. Auch durch die Wahl des Formstoffs oder mittels Auftrag isolierender Schichte (bzw. über eine andere Isolierung der Form) kann der Wärmeentzug verringert werden, sodass die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze sinkt. Infolge erhöhter Gießgeschwindigkeit, respektive geringerer Gießzeit kann das Formfüllungsvermögen ebenso positiv beeinflusst werden. Eine weitere Möglichkeit besteht in der Modifikation der Legierung. So kann über die Zugabe spezieller Elemente die Oberflächenspannung der Schmelze gezielt verringert oder die Erstarrungsmorphologie verändert werden, um die Formfüllung zu verbessern.

Bei jeder Maßnahme zur Beeinflussung der Formfüllung, sind immer auch kollaterale Effekte zu berücksichtigen. Beispielsweise führt eine Erhöhung der Gießtemperatur zu stärkerer Oxidationsneigung und Gasaufnahme der

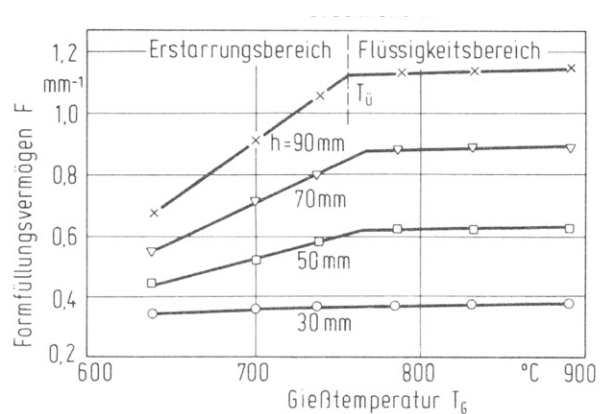


Abb. 1.28: Formfüllungsvermögen der Legierung AlSi_9 in Abhängigkeit von der Gießtemperatur (Engler, Ellerbrok 1974)

Schmelze. Außerdem hat ein besseres Formfüllungsvermögen, infolge stärkerer Benetzung der Form, grundsätzlich ebenfalls eine erhöhte Wärmeabfuhr zur Folge.

Literatur zu Kapitel 1.2.3.1

Engler, S.; Ellerbrok, R.: Über das Formfüllungsvermögen der Gusswerkstoffe. Gießereiforschung 26 (1974) 2, S. 49 – 62.

1.2.3.2 Fließvermögen

Das Fließvermögen beschreibt, wie weit eine Schmelze in eine Form fließen kann, bevor der Metallfluss zum Stocken kommt. Grundsätzlich ist die Fließstrecke von Schmelzen in engen, waagerechten Formkanälen ein geeignetes Maß das Fließvermögen quantitativ zu beschreiben, wobei sich die Verwendung der sogenannten Gießspirale in der Praxis bewährt hat (Abb. 1.29).

Eine unvollständige Formfüllung führt zum Gussteilausschuss, weshalb ein ausreichendes Fließvermögen, insbesondere für die Herstellung dünnwandiger Bauteile von grundsätzlicher Bedeutung ist. Typische Gussfehler sind Kaltschweisstellen und nicht gefüllte Bereiche.

Beeinflusst wird das Fließvermögen maßgeblich durch die Erstarrungsmorphologie (vgl. Kap. 1.2.1.2), da Erstarrungsvorgänge an der Fließfront ein Stocken der Strömung bewirken können. Bei glättwandiger, rauwandiger und schalenbildender Erstarrung kristallisiert das Metall von den Kanalwänden zur Kanalmitte. Mit zunehmender Verengung des Fließkanals wird der Schmelzestrom immer weiter gedrosselt, bis er schließlich bei Erreichen der Solidustemperatur zum Stillstand kommt. Liegt breit- oder schwammartige Erstarrung vor, erhöht sich bereits bei Erreichen der Liquidustemperatur die Viskosität der Schmelze stark und der Metallfluss kann schon vor Er-



Abb. 1.29: Untere Formhälfte einer Gießspirale aus coldbox-gebundenem Sand

reichen der Solidustemperatur zum Erliegen kommen. Dementsprechend weisen Legierungen mit derartiger Erstarrungsmorphologie geringere Fließwege auf (Schröder 1983).

Wesentlichen Einfluss auf die Erstarrung und somit auf das Fließvermögen hat der Wärmehaushalt. Kokillmaterial und -temperatur sowie die Verwendung von Schichten sind daher wichtige Parameter zur Optimierung des Fließvermögens. Abbildung 1.29 stellt den Einfluss von isolierender (Maskenform) und wärmeleitender Form (Graphitkokille) dar. Die Schmelze fließt in der Maskenform deutlich weiter als in der Graphitkokille. Abbildung 1.30 zeigt zudem, dass mit zunehmender Gießtemperatur grundsätzlich auch das Fließvermögen steigt. Der starke Anstieg des Fließvermögens mit zunehmendem Siliziumgehalt oberhalb des eutektischen Punktes ist auf latente Wärme zurückzuführen, die bei der Erstarrung von primären Siliziumkristallen entsteht. Neben der Verwendung isolierender Schichten und der Erhöhung der Gießtemperatur steigern höhere Gieß-, bzw. Fließgeschwindigkeiten ebenfalls das Fließvermögen. Darüber hinaus wirken sich Oxidhäute, die Oberflächenspannung und die Viskosität der Schmelze auf das Fließvermögen aus. Je niedriger Oberflächenspannung und Viskosität sind, desto besser ist das Fließvermögen. Da beide von der Schmelzetemperatur und der Zusammensetzung der Legierung abhängen, kann auch hier gezielt Einfluss genommen werden. In diesem Zusammenhang besteht außerdem die gießtechnologische Möglichkeit, durch raue Schlichte ein wiederholtes Aufreißen der Oxidhaut an der Fließfront zu provozieren, wodurch die Fließfähigkeit der Schmelze effektiv gesteigert werden kann. Der Einfluss der Viskosität ist allerdings im Gegensatz zur Oberflä-

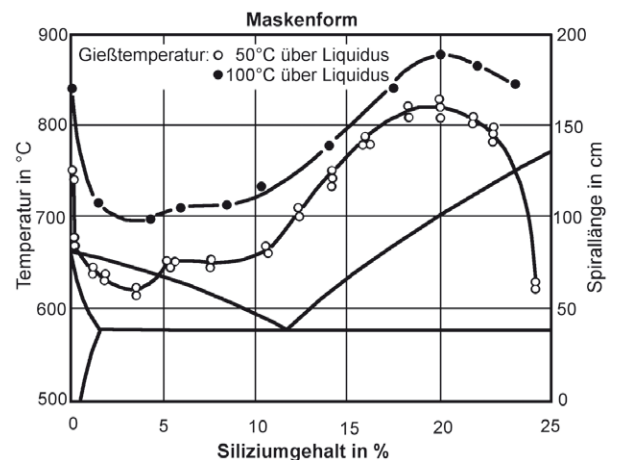


Abb. 1.30: Abhängigkeit des Fließvermögens von der Gießtemperatur am Beispiel des Systems Al-Si (Patterson, Kümmerle 1959)

chenspannung infolge der, in den meisten Gießverfahren vorherrschenden turbulenten Strömung eher gering. Reine Metalle besitzen infolge ihrer glattwandigen Erstarrungsmorphologie in der Regel ein sehr hohes Fließvermögen. Mit zunehmendem Legierungsgehalt sinkt das Fließvermögen zunächst, da sich die Erstarrungsmorphologie über rauwandig nach schwammartig ändert. Mit Annäherung an die eutektische Zusammensetzung wechselt die Erstarrung wieder zu schalenbildend, wodurch das Fließvermögen wieder ansteigt.

Literatur zu Kapitel 1.2.3.2

Patterson, W., Kümmerle, R.: Über das Fließ- und Formfühlungsvermögen der Metalle. Gießerei 46 (1959) 23, S. 897 - 904.

Schröder, A.: Versuche zum Fließvermögen von Gusschmelzen in Sandformen. Gießereiforschung 35 (1983) 1, S. 31 - 34.

1.2.3.3 Speisungsvermögen

Bei Abkühlung der meisten Metalle und Metalllegierungen (Ausnahmen sind z. B. Bi, Si, Sb, Ga, Ge) im Flüssigen und im Festen steigt deren Dichte. Diese Volumenkontraktion verläuft im Allgemeinen mit sinkender Temperatur stetig, wobei das Volumen beim Phasenübergang von flüssig nach fest sprunghaft sinkt. Abbildung 1.31 zeigt dieses Werkstoffverhalten am Beispiel von Aluminium (Engler 1965). Die Gesamtkontraktion eines Metalls kann danach in die drei Bereiche Flüssigkeitskontraktion, Erstarrungskontraktion und Festkörperkontraktion aufgeteilt werden.

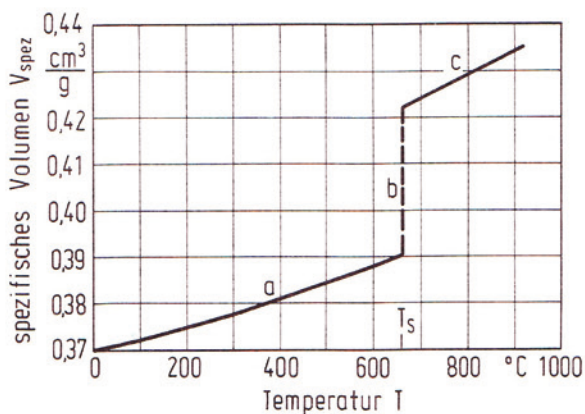


Abb. 1.31: Temperaturabhängigkeit des spezifischen Volumens von Aluminium: a) Festkörperkontraktion, b) Erstarrungskontraktion, c) Flüssigkeitskontraktion

Beim Gießprozess führt die Volumenkontraktion zu einem Volumendefizit, welches durch zusätzliches Metall aufgefüllt werden muss. Dieser Vorgang wird als Speisung bezeichnet. Entsprechend werden zusätzliche Kavitäten in der Gießform eingeplant, die einzig der Kompensation des Volumendefizits dienen. Diese Schmelzereservoirs werden gemäß ihrer Aufgabe Speiser genannt.

Ein Speiser muss dabei derart ausgelegt sein, dass er zuletzt erstarrt, ein ausreichendes Speisungsvolumen vorhält und ein guter Volumenfluss in das Gussteil gewährleistet ist. Kann ein Bauteil trotz dieser Maßnahme nicht ausreichend gespeist werden, treten Hohlräume, sogenannte Volumenfehler im Gussteil auf. Dazu gehören Makrolunker, Einfallstellen, Schwindungsporen usw., die in Gießereien häufig zu Ausschuss führen und deren Beherrschung oder Beseitigung oft mit großem Aufwand einhergeht.

Ort und Größe von Volumenfehlern werden stark durch das Erstarrungsverhalten und damit maßgeblich von der Erstarrungsmorphologie bestimmt (vgl. Kap. 1.2.1.2). So bilden sich Luncker unterschiedlicher Größe und Form bei glatt- und rauwandiger sowie schwamm- oder breiartiger Erstarrung. Dementsprechend sind diese verschiedenen Erstarrungsarten bei der Speisung von entscheidender Bedeutung. Abbildung 1.32 verdeutlicht den Einfluss der unterschiedlichen Erstarrungstypen (Patterson, Engler 1961).

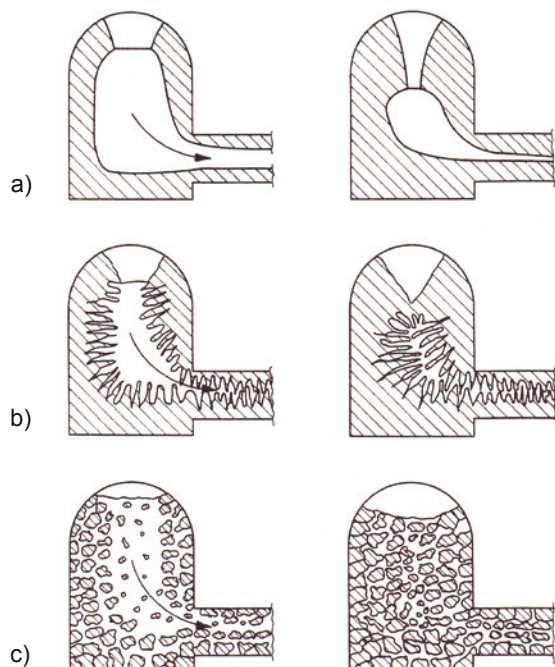


Abb. 1.32: Schematische Darstellung der Speisung im Erstarrungsverlauf bei a) glattwandiger, b) rauwandiger bis schwammartiger und c) breiartiger Erstarrung (Patterson, Engler 1961)

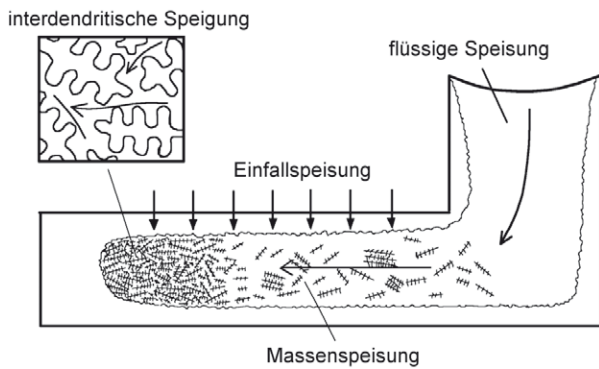


Abb. 1.33: Schematische Darstellung der Speisungsarten (Michels, Engler 1989)

Im Falle der glattwandigen Erstarrung (a) kann das Speisungsmetall ungehindert in das Gussteil gelangen. Zurück bleibt im Idealfall ein einziger, großer Makrolunker. Bei rauwandiger und schwammartiger Erstarrung wird der Fluss des Speisungsmetalls dagegen behindert, insbesondere sobald die Dendriten zusammenwachsen (b). Infolgedessen kann ein Speiser seine Aufgabe nicht mehr erfüllen, auch wenn er noch flüssiges Metall vorhält, da das Speisungsmetall nicht mehr in die Hohlräume gelangen kann. Als Folge treten neben Makrolunkern auch Mikrolunker im Gussteil auf. Erstarrt eine Schmelze breiartig (c), kann der Brei aus Schmelze und Feststoff zunächst leicht aus dem Speiser in das Gussteil nachfließen (Massenspeisung). Sind die Kristalle allerdings derart gewachsen, dass sie sich beim Transport gegenseitig behindern, kommt auch hier die Speisung zum Stillstand, selbst wenn zwischen den Kristallen noch beträchtliche Anteile Schmelze vorhanden sein können. Dann ist nur noch eine Speisung durch interkristallinen Schmelzetransport möglich, worauf Form und Größe der Kristalle wesentlichen Einfluss haben (Abb. 1.33) (Michels, Engler 1989). Demnach ist die Fließfähigkeit von vollständig flüssiger oder teilerstarrter Schmelze für ein gutes Speisungsvermögen von erheblicher Bedeutung und Voraussetzung zur Vermeidung von Schwindungsporen oder zur Ausheilung von Warmrissen (vgl. Kap. 1.2.3.4).

Für die Beschreibung des Volumenfehlbetrags bei der Erstarrung einer Schmelze mit dem spezifischen Volumen V_S bis zur Raumtemperatur (spezifisches Volumen V_{RT}) wird das physikalische Volumen ΔV_{phys} definiert:

$$\Delta V_{\text{phys}} = \frac{V_S - V_{RT}}{V_S} \cdot 100 [\%] \quad (1.3)$$

Bei den üblichen Gusswerkstoffen liegt das physikalische Volumendefizit zwischen 11 und 13 %. Ausnahme sind die grauerstarrten Gusseisensorten mit Werten von 3 bis 6 %, bei Gusseisen mit Kohlenstoffanteilen über

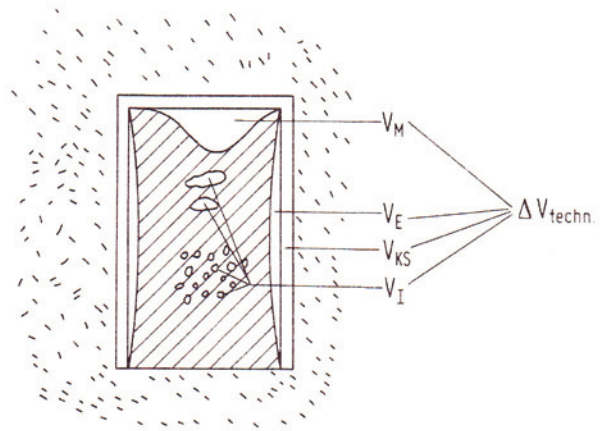


Abb. 1.34: Anteile des technischen Volumendefizits ΔV_{techn} : V_M Makrolunkervolumen, V_E Einfallvolumen, V_{KS} kubische Schwindung, V_I Innendefizit

3,3 % kann es abhängig vom Siliziumgehalt sogar zu einer Volumenexpansion kommen (vgl. Kap. 1.3.1).

Wie bereits erwähnt können Volumendefizite in verschiedenen Bereichen eines Gussteils auftreten. Nach Abbildung 1.34 sind Volumendefizite in die vier Teildefizite Makrolunkervolumen (V_M), Einfallvolumen (V_E), kubische Schwindung (V_{KS}) und Innendefizit (V_I) aufteilbar. Die Summe der vier Teildefizite ergibt das technische Volumendefizit:

$$\Delta V_{\text{techn}} = \frac{V_M + V_E + V_{KS} + V_I}{V_{\text{Form}}} \cdot 100 [\%] \quad (1.4)$$

Das technische Volumendefizit ist keine Materialkonstante, sondern hängt von den Gießbedingungen ab. Dabei kann durch Speisung ein Teil der physikalischen Schrumpfung kompensiert werden. Beim Strangguss, wenn das Metall genauso schnell gegossen wird wie es erstarrt, kann das Volumendefizit sehr klein werden. Dementsprechend werden auch die einzelnen Teildefizite stark durch Gieß- und Abkühlbedingungen beeinflusst. Abbildung 1.35 stellt den Effekt unterschiedlicher Wärmestromrichtungen auf die resultierenden Volumenteildefizite dar. Im Fall A resultiert aus einseitiger Wärmeabführung nach unten nur kubische Schwindung. Abbildung 1.35 B zeigt den Fall wenn zusätzlich zum Wärmeabzug nach unten auch Wärme über die Seiten abgeführt wird. Dabei entsteht neben der kubischen Schwindung auch ein ausgeprägter Makrolunker. Im Falle des allseitigen Wärmeabtransports entsteht schließlich zusätzlich zur kubischen Schwindung auch ein Lunker im Inneren des Gussteils. Diese Betrachtung gilt jedoch nur für glattwandige Erstarrung mit einer stabilen Randschale.

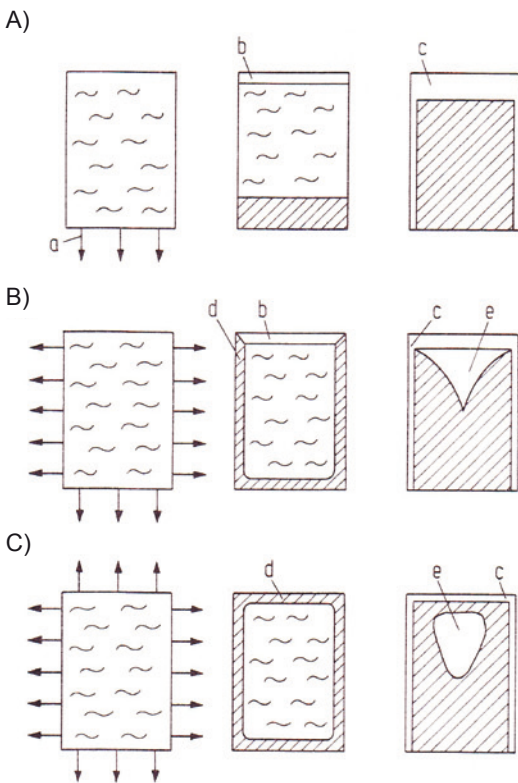


Abb. 1.35: Aufteilung des Volumendefizits bei unterschiedlichem Wärmestrom im Falle glattwandiger Erstarrung: A) einseitige Wärmeabfuhr, B) dreiseitige Wärmeabfuhr, C) allseitige Wärmeabfuhr; a) Wärmefluss, b) Absinkend des Metallspiegels, c) kubische Schwindung, d) Randschale, e) Makrolunker

Liegt eine andere Erstarrungsmorphologie vor, verschieben sich die Anteile der Teildefizite. So bilden sich bei schwamm- oder breiartiger Erstarrung wegen geringerer Randschalenfestigkeit und schlechterer Speisung bevorzugt Einfallstellen und Schwindungsporen, wie in Abbildung 1.36 dargestellt (Engler 1965).

Das Speisungsvermögen kann durch Ausfließversuche untersucht werden, bei denen der sogenannte Stockpunkt des Metalls bestimmt wird (Patterson, Engler 1961). Dieser ist als die Ausfließzeit ab Erstarrungsbeginn in Sekunden definiert, d. h. er ist gleich der Zeitspanne zwischen Erstarrungsbeginn und Zufrieren des Speiserhalses, infolgedessen keine Speisung mehr erzielt werden kann. Das Verhältnis von Stockpunkt und Erstarrungszeit ist ein Maß für das Speisungsvermögen. Abbildung 1.37 zeigt Untersuchungsergebnisse nach diesem Verfahren im System Aluminium-Kupfer. Dabei wird auch der Einfluss der Erstarrungsmorphologie deutlich.

Um das Speisungsvermögen einer Legierung zu verbessern, können verschiedene Maßnahmen getroffen werden. Kornfeinende Mittel verbessern insbesondere auch die interkristalline Speisung. Dies zeigen ebenfalls die

Erstarrungstyp	Glattwandig	Schwammartig, breiartig
Tragfähigkeit der Randschale	hoch	gering
Speisungsvermögen	hoch	gering
Bevorzugte Volumenfehler	Makrolunker	Einfallstellen, Schwindungsporen
Gußkörper		

Abb. 1.36: Einfluss der Erstarrungsmorphologie auf die Aufteilung des Volumendefizits

Untersuchungen des Systems Aluminium-Kupfer, wo durch Kornfeinung (Punkt KF in Abbildung 1.37) bei besonders schlechtem Speisungsvermögen (AlCu4) eine Verbesserung erzielt werden kann.

In speziellen Fällen ist auch eine Zugabe bestimmter Elemente zur Änderung der Erstarrungsmorphologie möglich. So verbessert eine glattwandige Erstarrung z. B. die Tragfähigkeit der Randschale, was Einfallstellen vorbeugt. Außerdem kann auf diese Weise die Effektivität von Speisern, aus denen dann leichter Schmelze nachfließt, gesteigert werden. Insbesondere bei derartigen Maßnahmen ist immer auch die Auswirkung auf die tech-

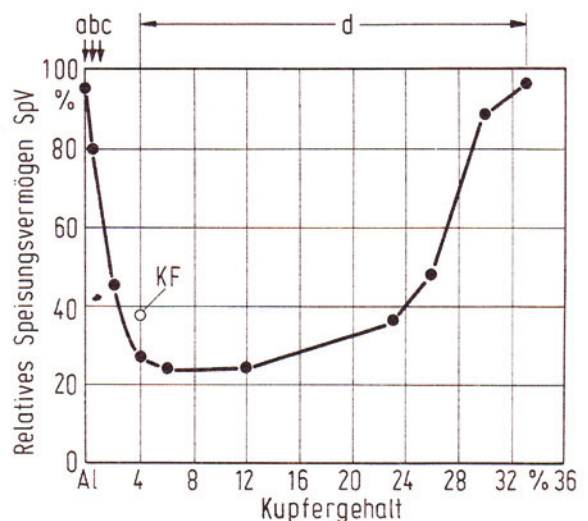


Abb. 1.37: Speisungsvermögen im System Aluminium-Kupfer. Erstarrungsmorphologie: a) glattwandig, b) rauwandig, c) schwammartig, d) Überlagerung von schwamm- und breiartiger Primär- sowie glattwandiger eutektischer Erstarrung

nologischen Eigenschaften einer Legierung zu bedenken. Weitere Maßnahmen können konstruktionstechnischer Natur sein, wie z.B. der Einsatz verschiedener Speisertypen, die Verwendung von Kühlleisen oder auch die Anpassung der Gussteilgeometrie zur Vermeidung von Hotspots oder einer Wanddickenverstärkung der Form etc. Hotspots kommt insofern besondere Bedeutung zu, als dass dort auf Grund der finalen Erstarrung häufig Lunker vorliegen, die oftmals nur schwer zu speisen sind (siehe auch Kapitel 1.2.4 Gieß-, Anschnitt- und Speisungstechnik).

Literatur zu Kapitel 1.2.3.3

Engler, S.: Das Volumendefizit bei der Erstarrung metallischer Schmelzen. Metallkunde 56 (1965) 6, S. 327 - 335.

Michels, M., Engler, S.: Speisungsverhalten und Porosität von Aluminium-Silicium-Gußwerkstoffen. Gießereiforschung 41 (1989) 4, S. 174 - 187.

Patterson, W., Engler, S.: Einfluss des Erstarrungsverlaufs auf das Speisungsvermögen von Gußlegierungen. Gießerei 48 (1961) 21, S. 633 - 638.

1.2.3.4 Warmrissneigung

Wie in Kapitel 1.2.1 beschrieben, kommt es bei der Erstarrung metallischer Legierungen in der Regel zu Volumenkontraktion. Daraus resultierende Spannungen im Gussteil können zu einem gewissen Maß vom Werkstoff in Form elastischer oder plastischer Verformung aufgenommen werden. Wird die kritische Zugspannung jedoch überschritten, trennt sich der Festkörperverbund. Der dabei entstehende interkristalline Spalt wird Warmriss

genannt. Ein besonderes Merkmal ist die meist oxidierte Oberfläche der Warmrisse, welche durch die hohen Temperaturen, die bei ihrer Entstehung vorherrschen, verursacht wird. Abbildung 1.39 zeigt schematisch den Entstehungsmechanismus von Warmrissen.

Spannungen entstehen, wenn der Werkstoff an seiner Schrumpfung gehindert wird, entweder durch das Gussteil selbst oder durch den Formstoff, z.B. infolge Volumenexpansion oder Oberflächenreibung.

Warmrisse können durch verschiedene Faktoren begünstigt werden, wobei die Erstarrungsmorphologie der Legierung eine wichtige Rolle spielt. Infolge stark verästelten, dendritischen Kornwachstums kann es zum Einschluss von Restschmelze kommen, die eine Speisung entstehen

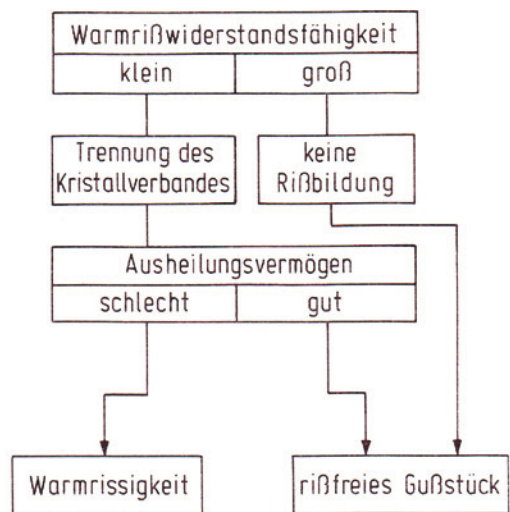


Abb. 1.39: Schematische Darstellung der das Warmrissverhalten bestimmenden Werkstoffeigenschaften



Abb. 1.38: Links: Bildung von Heißrissen schematisch: Aus der Erstarrungskontraktion resultierende Zugkräfte führen zur interdendritischen Trennung des Kristallverbandes (rot dargestellter Riss) und rechts: Stahlguss mit Warmrissen (schwarz) und ausgeheilten Rissen (weiß)



der Warmrisse behindert. Ein Ausheilen der Warmrisse ist jedoch durch in die gedehnten Bereiche nachfließende Restschmelze möglich. Dieser Mechanismus ist mit der in Kapitel 1.2.3.3 beschriebenen Speisung identisch. Der Widerstand gegen Warmrisse ist wegen des Zusammenhangs mit der Erstarrungsmorphologie stark werkstoffbeziehungsweise legierungsabhängig. Warmrissegefährdet sind vor allem bei großem Erstarrungsintervall z.B. Stahlguss, Temperguss sowie verschiedene Leicht- und Schwermetalllegierungen, wobei bspw. Gusseisen oder auch eutektische Aluminiumlegierungen nicht zu Warmrissebildung neigen.

Die Legierungsabhängigkeit ist am Beispiel des Systems Aluminium-Silizium in Abbildung 1.40 dargestellt. Mit steigendem Siliziumgehalt nimmt die Risslänge l in Abhängigkeit von der Gießtemperatur ab, da zunehmend eutektische Gefügeanteile gebildet werden.

Die Warmrisse neigung eines Werkstoffs kann z.B. durch die sogenannte Ringprobe untersucht werden, welche in Abbildung 1.40 schematisch dargestellt ist. Durch einen Einsatz aus wärmeisolierender Keramik wird lokal ein

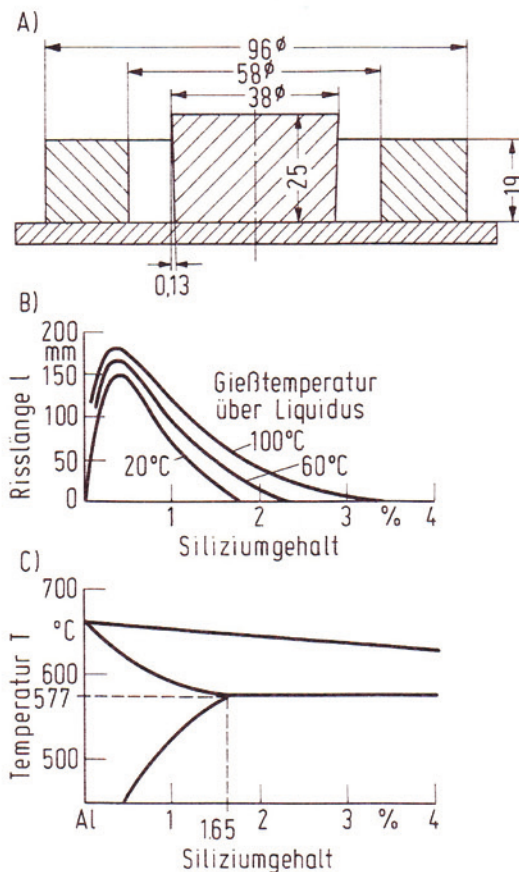


Abb. 1.40: Warmrisseverhalten von Aluminium-Silizium-Legierungen: A) Ringkockille, B) Riblängen, C) Ausschnitt aus dem Zustandsdiagramm Aluminium-Silizium

Hotspot erzeugt. Da das Gussteil durch die Ringform an der Schrumpfung gehindert wird, entstehen in diesem Bereich Warmrisse, sofern der Werkstoff die Spannungen nicht aufnehmen oder den Riss speisen kann.

Eine weitere, industriell etablierte Probe zur Messung der Warmrissebeständigkeit einer Legierung ist die sog. Sternkockille (Abb. 1.41). Durch Verdickungen an den Enden unterschiedlich langer Stäbe resultieren einerseits Hotspots. Andererseits werden die Stäbe derart am ungehinderten Schrumpfen gehindert. Dabei bauen sich Spannungen auf, deren Höhe proportional zur Länge der schrumpfenden Stange ist. Entstehen schließlich Warmrisse, kann abhängig von der Stange, die gerade noch intakt ist auf die Warmrissebeständigkeit der untersuchten Legierung rückgeschlossen werden.

Warmrisse können durch gießtechnische Maßnahmen reduziert oder sogar vermieden werden. Dazu zählen die Auswahl des geeigneten Gießverfahrens und der Legierung, das Form- und Bauteildesign, die Beeinflussung der Erstarrungsgeschwindigkeit und die Durchführung kornfeinernder Maßnahmen.

Eine häufige Ursache für das Auftreten von Warmrisen ist vor allem eine ungeeignete Auslegung der Form, denn diese kann die aus der Volumenkontraktion resultierenden Spannungen signifikant vergrößern. Eine sprunghafte Änderung des Querschnitts ist genauso zu vermeiden, wie scharfe Kanten und zu geringe Radien beziehungsweise unzureichende Verrundungen. Durch den Einsatz von Kühleisen im Sandguss kann die Erstarrung derart gelenkt werden, dass Warmrisse vermieden werden. Effektive Kornfeinung führt durch die Bildung feiner, gleichachsiger Kristallite zu verbesserter Nachspeisung. Zudem werden lokale Spannungen gemindert.

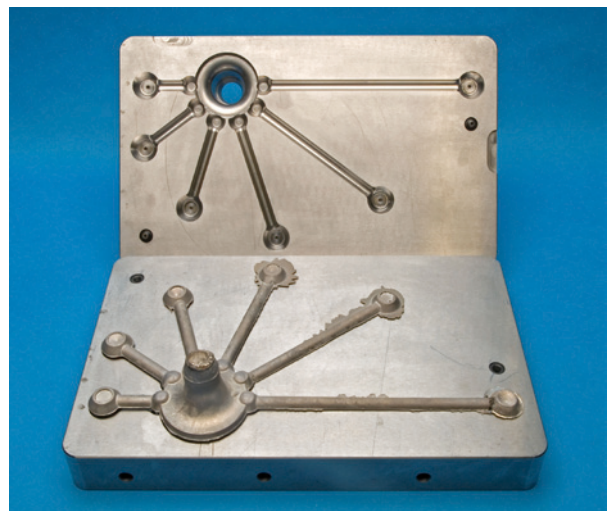


Abb. 1.41: Sternkockille mit warmrissefreiem Gussteil aus Aluminium

1.2.3.5 Gasaufnahme, Oxidationsneigung

Flüssige Metalle können zum Teil erhebliche Gasmen- gen lösen. Die Löslichkeit zweiatomiger Gase in Metall- schmelzen bei gegebener Temperatur wird durch das Sievert'sche Gesetz beschrieben. So ist die Konzentra- tion von in flüssigem Aluminium gelöstem Wasserstoff von seinem Partialdruck über der Schmelze abhängig (Gleichung 1.5). Eine hohe Luftfeuchtigkeit führt infolge- dessen zu einer gesteigerten Wasserstoffaufnahme der Aluminiumschmelze. Wie Abbildung 1.42 am Beispiel verschiedener Metalle zeigt, ändert sich die Löslichkeit von Wasserstoff jedoch in der Regel sprunghaft während der Erstarrung. Sie kann, wie in Aluminium, rapide ab- nehmen; als Folge bilden sich Gasblasen im Gussteil. Können die Gasblasen z.B. auf Grund einer ungünstigen Erstarrungsmorphologie nicht vollständig aus dem Gus- steil zur Oberfläche transportiert werden, entsteht Gasporosität, welche sich auf die mechanischen Eigenschaften, insbesondere die Dehnung, massiv negativ auswirken kann. Gasblasen werden meist zwischen Dendriten ein- geschlossen.

$$H_{\text{gelöst}} = C \cdot \sqrt{p_{\text{H}_2}} \quad (1.5)$$

mit:

C Temperatur- und legierungsabhängige Konstante

p_{H_2} Wasserstoffpartialdruck über der Schmelze.

Wasserstoff ist wegen seiner atomar geringen Größe stär- ker als andere Gase in Metallen löslich. Auf Grund des markanten Löslichkeitssprungs (Abb. 1.42) wirkt es sich vor allem bei Aluminium oft nachteilig aus. Atomar ge- löster Wasserstoff rekombiniert dabei zu neutralem Was- serstoffgas, das einen viel größeren Raumbedarf hat und daher Blasen in Schmelzen bildet. Je nach Fortschritt der Erstarrung kann das blasenbildende Gas keine Kugelge-

stalt mehr bilden. Es bläst sich interdendritische Räume frei und ist dann kaum von einem Schwindungslunker zu unterscheiden (Pohl 2009).

Ein gewisses Maß an Wasserstoff kann bei dickwandigem Kokillenguss aber auch zum Vorteil genutzt werden, da die Gasexpansion der Erstarrungsschrumpfung entgegen wirkt und zu abgerundeten Mikrolunkern führt. Dies hat einen positiven Effekt auf die Dehnung.

Typische Quellen für Wasserstoff in Schmelzen ist Was- ser, aus dem der Wasserstoff unter Abspaltung von Sauer- stoff gelöst wird sowie organische Stoffe wie zum Beispiel Fette, Lacke oder Öle. Beim Schmelzen ist deshalb auf trockenes und gasfreies Einsatzmaterial zu achten. Das Wasser kann aber auch aus der Atmosphäre, aus Trenn- mitteln oder Formstoffen stammen, sodass sich bspw. feuchte Luft deutlich ungünstig auswirken kann.

Zur Bestimmung des Wasserstoffgehalts kommen ver- schiedene Verfahren zum Einsatz. In der Regel wird die sogenannte Unterdruckdichteprobe verwendet, auf wel- che in Kapitel 1.2.2 detailliert eingegangen wird. Eben- so werden dort verschiedene Methoden zur Entgasung beschrieben, sodass an dieser Stelle nicht näher darauf eingegangen werden soll.

Neben Gasporosität sind Oxide häufige Ursache für schlechte Bauteileigenschaften, insbesondere für gerin- ge Dehnung. Zudem beeinträchtigen Oxide die Fließ- und Formfüllungseigenschaften. Flüssige Legierungen neigen mehr oder weniger stark zur Oxidation durch Luftsauerstoff. Die beim Schmelzen entstehenden Oxide haben oft die Form dünner Häute und sind daher kerbwirkend, wenn sie in das Gussteil eingeschleppt werden.

Während des Schmelzens ist bei stark sauerstoffaffinen Metallen teilweise massiver Aufwand zum Schutz vor der Atmosphäre notwendig. Ein typisches Beispiel ist Mag- nesium, welches im Gegensatz zu Aluminium, keine ge- schlossene Oxidhaut auf der Oberfläche bildet, die weite- re Oxidation verhindert. Hier kommen notwendigerweise in der Regel umweltunverträgliche Schutzgase (SO_2) zum Einsatz, um ein Abbrennen der Schmelze zu vermeiden.

Durch Maßnahmen zur Schmelzereinigung, wie z.B. Gas- spülungen, Entgasungstabletten, Abdecksalze (vgl. Kap. 1.2.2) oder auch der Einsatz von Filtern im Gießlauf (Ka- pitel 1.2.4) kann der Eintrag von Oxiden in das Gussteil reduziert werden.

Literatur zu Kapitel 1.2.3.5

Pohl, M.: Der kleine Unhold: Wasserstoff in Metallen. Prakt. Met. Sonderband 41 (2009), S. 13 – 20.

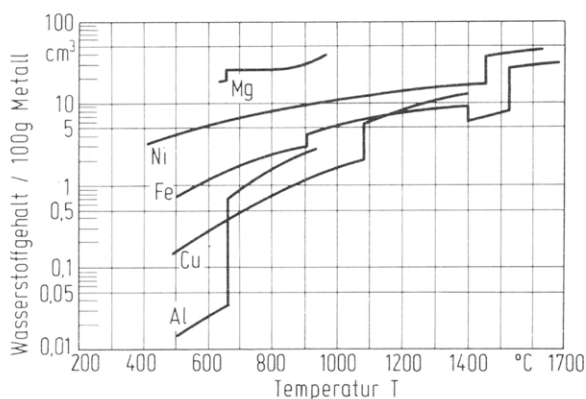


Abb. 1.42: Wasserstofflöslichkeit in verschiedenen Metallen bei 1 bar Wasserstoffdruck

1.2.4 Gieß-, Anschnitt- und Speisungstechnik

Emir Subasic

Unter einem Gieß- bzw. Anschnittsystem versteht man alle Kanäle und Hohlräume in einer Form, die der Zuführung des flüssigen Metalls in den eigentlichen Formholraum dienen. Das Gießsystem soll die Erzeugung von Gussstücken mit guten Oberflächen, genauen Kanten und Konturen ohne nichtmetallische Einschlüsse gewährleisten. Hierzu muss ein Kompromiss zwischen der Vermeidung von Turbulenzen und einer ökonomischen Größe des Gießsystems gefunden werden. Ferner soll das Gießsystem die Speisung des Bauteils durch geeignete Positionierung der Anschnitte zur Erstarrungslenkung möglichst unterstützen.

Unter einem Speiser versteht man ein Reservoir aus Schmelze das in Verbindung mit dem Gussteil steht. Speiser sollen das Volumendefizit ausgleichen, das beim Abkühlen von Gießtemperatur bis zur vollständigen Erstarrung des Gussbauteils entsteht. Dabei sollen durch Schrumpfung hervorgerufene Hohlräume im Bauteilinneren (Lunker) und Einfallstellen an der Oberfläche (Oberflächenlunker) des Gussteils durch Erstarrungslenkung vollständig in den Speiser verlagert werden.

Das nach der Erstarrung in Gieß- und Speisersystem verbliebene Metall wird vom Gussstück abgetrennt und als Kreislaufmaterial den metallischen Einsatzstoffen erneut zugeführt. Daher sollten Gieß- und Speisersystem so gestaltet werden, dass sie möglichst leicht vom Gussstück abtrennbar sind.

1.2.4.1 Gieß- und Anschnitttechnik

Für Gießsysteme existieren zwei grundlegend unterschiedliche Auslegungsmethoden. Demnach unterscheidet man zwischen druckbeaufschlagten und nicht-druckbeaufschlagten Eingießsystemen. Die grundlegenden Elemente der Gießsysteme sowie die Unterschiede sind in Abbildung 1.43 veranschaulicht. Der engste Querschnitt im Eingießsystem bestimmt dabei die Gießleistung [kg/s] des Gießsystems.

Beim druckbeaufschlagten Eingießsystem wird die Philosophie verfolgt, dass innerhalb des Eingießsystems nur die Füllfront selbst eine freie Oberfläche ausgestaltet. Dies wird erreicht, indem der Querschnitt vom Trichter bis zu den Anschnitten immer weiter abnimmt und die Anschnitte die tiefste Stelle innerhalb des Eingießsystems bilden. Die Geschwindigkeit der Schmelze nimmt damit stetig zu. Verbreitet ist dabei eine Abstufung der Querschnittsverhältnisse 1:0,75:0,5 von Fallrohr:Lauf:Anschnitt. Demnach tritt die Schmelze mit hoher Geschwindigkeit in den Formholraum ein, wo es in der Regel aufgrund von Verwirbelungen zu intensivem Kontakt zwischen Schmelze und Luft kommt. Das druckbeaufschlagte Eingießsystem ist daher nur für nichtreaktive Schmelzen geeignet.

Beim nicht-druckbeaufschlagten Eingießsystem hingegen liegt die engste und tiefste Stelle zwischen Fallrohr und Lauf. Anschließend wird die Schmelze durch Querschnittsaufweitung in Lauf und Anschnitt abgebremst, um Verwirbelungen weitgehend zu vermeiden und eine steigende Formfüllung zu ermöglichen. Verbreitet sind hierbei sowohl die Auslegung nach festen Querschnittsverhältnissen 1:3:3 oder die Auslegung durch festlegen einer legierungsabhängigen kritischen Geschwindigkeit am Anschnitt. Letztere Methode bietet eine klare Richtlinie und führt in der Regel zu schlankeren Gießsystemen als bei Verwendung fester Querschnittsverhältnisse. Wenn mehrere Anschnitte an einen Lauf anschließen, ist

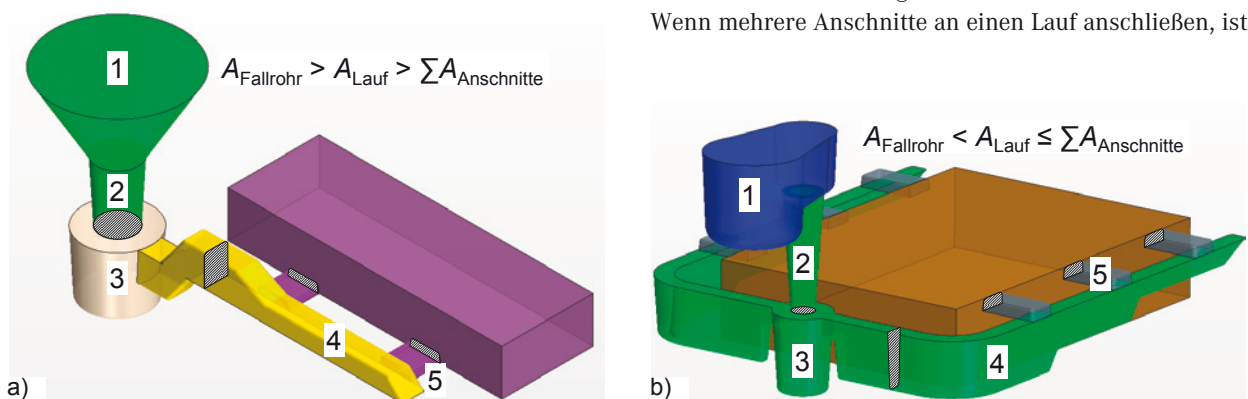


Abb. 1.43: Grundlegende Elemente eines Gießsystems: Trichter bzw. Tümpel (1), Fallrohr (2), Sumpf (3), Lauf (4), Anschnitte (5)
 a) Druckbeaufschlagtes Gießsystem, b) nicht-druckbeaufschlagtes Gießsystem.

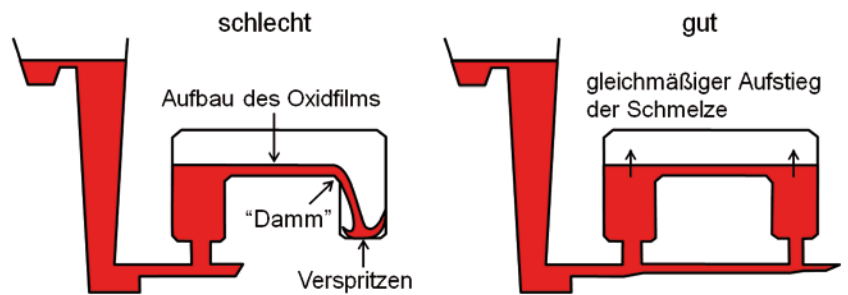


Abb. 1.44: Auswirkung der Anschnittauslegung auf den Formfüllvorgang

dieser entsprechend abzustufen, um ein gleichmäßiges Füllergebnis zu erzielen.

Zur Dimensionierung des engsten Querschnitts im Gießsystem muss zunächst die Gießzeit bestimmt werden. Hierzu gibt es verschiedene Ansätze, die sich beispielsweise an der durchschnittlichen Erstarrungszeit beziehungsweise an der Erstarrungszeit des kleinsten Querschnitts eines Bauteils orientieren. Verbreitet ist die Berechnung nach Nielsen (Nielsen 1979):

$$t = 0,32 \cdot w \cdot G^{0,4} \quad (1.6)$$

mit:

w maßgebliche Wanddicke (mm) und

G gesamte Masse einschließlich Kreislaufmaterial (kg).

Aus Gießzeit und Masse kann die Gießleistung [kg/s] bzw. die Füllrate ermittelt werden. Die durchschnittliche Füllrate bestimmt den engsten Querschnitt innerhalb des Gießsystems. Basierend auf festen Querschnittsabstufun-

gen oder durch Festlegung einer kritischen Geschwindigkeit am Anschnitt, werden die übrigen Elemente des Eingießsystems dimensioniert.

Nichtmetallische Einschlüsse können sowohl außer- als auch innerhalb der Form entstehen. Die Entstehung von Einschlüssen innerhalb des Gießsystems ist durch Beachten der Auslegungsrichtlinien vermeidbar. Bei einem schlecht ausgelegten Anschnittsystem kann es zum Verspritzen von Schmelze in der Form kommen (Abb. 1.44). Scharfe Querschnittsübergänge im Lauf sind unbedingt zu vermeiden, da eine Gefahr des Ansaugens von Luft besteht (Abb. 1.45). Stromlinienförmige Gestaltung des Übergangs von Eingießkanal zum Lauf hilft bei der Verringerung der hohen Strömungsgeschwindigkeit des herabstürzenden Metalls (Abb. 1.46).

Von außen eingebrachte Verunreinigungen sollten früh wie möglich abgesondert werden. Effektive Maßnahmen können je nach Metall bereits im Tümpel bspw. mit

Abb. 1.45: Turbulenzbildung an scharfen Querschnittsübergängen im Lauf (Taylor 1959)

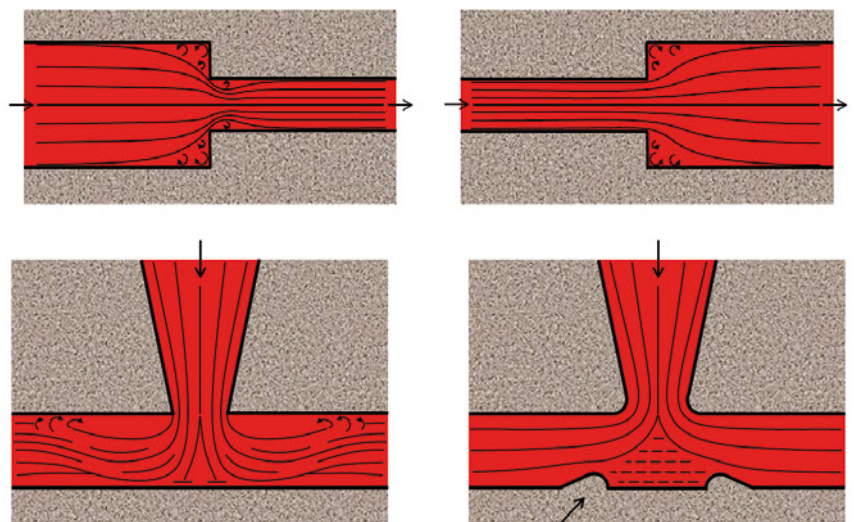
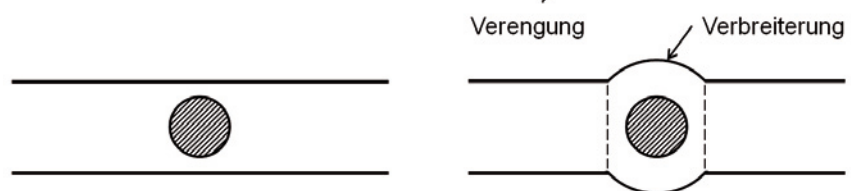


Abb. 1.46: Stromlinienförmige Gestaltung des Übergangs von Eingießkanal zum Lauf (VDG 1978)



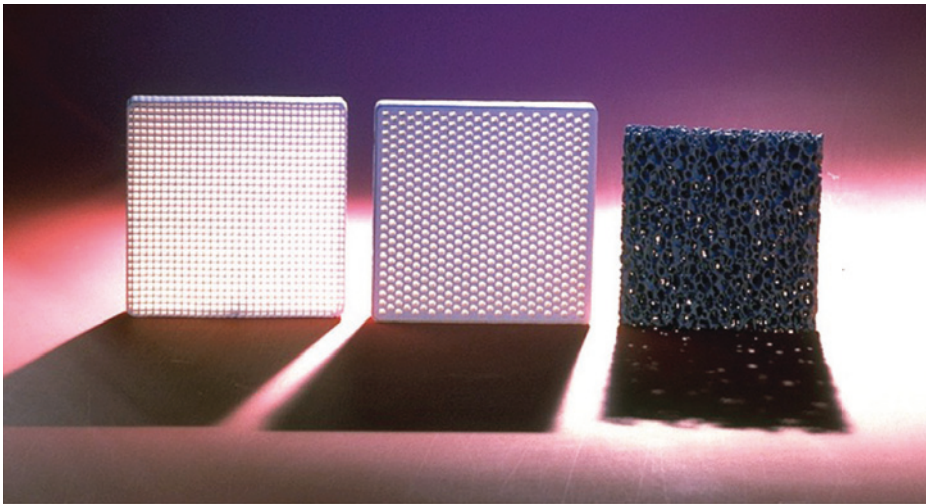


Abb. 1.47: Gießfilter in Zell- und Schaumstruktur (AFS 2008)

Hilfe von Schlackeschütz oder Durchschmelzblättchen getroffen werden. Im Gießsystem können bspw. Blindläufe, Schlacketaschen und/oder Filter (Abb. 1.47) eingesetzt werden. Filter wirken bei mäßigem Verunreinigungsgrad und bei geringen Durchströmungsgeschwindigkeiten sehr effektiv. Sie können auch bei Leichtmetallen eingesetzt werden. Zusätzlich wird der Schmelze kinetische Energie durch Reibungsverluste entzogen, weshalb Filter i. d. R. zwischen Fallrohr und Lauf positioniert werden.

1.2.4.2 Speisungstechnik

Speiser werden an und vorzugsweise auf Wärmezentren (sogenannten Hotspots) in Gussbauteilen platziert. Wird ein Speiser über einen Speiserhals angesetzt spricht man von einer L-Verbindung, wird er hingegen aufgesetzt von einer T-Verbindung. Hat ein Speiser direkten Kontakt zur Außenluft, bezeichnet man ihn als offenen Speiser, ist dies nicht der Fall, handelt es sich um einen blinden Speiser. Darüber hinaus unterscheidet man Naturspeiser, die vom Formstoff umgeben sind, von Isolierspeisern und exothermen Speisern, die beide von wärmedämmenden Materialien umschlossen werden. Bei exothermen Speisern wird durch eine chemische Reaktion zusätzlich Wärme erzeugt. Um Speiser richtig zu dimensionieren und einzusetzen, hat sich die Beachtung der sechs Speisungsregeln nach Campbell (Campbell 2000) bewährt:

1. Der Speiser muss zur selben Zeit oder später als das Gussbauteil erstarren (Wärmeinhaltsbedingung).
2. Der Speiser muss ausreichend flüssiges Metall enthalten, um die Volumenkontraktion des Gussteils auszugleichen (Volumenbedingung).
3. Die Verbindung zwischen Gussteil und Speiser darf kein Wärmezentrum sein (Verbindungsbedingung).

4. Es muss einen Speisungsweg zu den Regionen im Gussbauteil existieren, die gespeist werden müssen (Speisungswegbedingung).
5. Es muss ein ausreichender Druckunterschied vorhanden sein, der einen Speisungsfluss in die gewünschte Richtung anregt (Druckgradientenbedingung).
6. Es muss ausreichend Druck an allen Stellen des Gussteils vorhanden sein, um die Bildung und das Wachstum von Hohlräumen zu vermeiden (Druckbedingung).

Alle sechs Bedingungen müssen erfüllt sein, um die Bildung von schrumpfungsbedingten Hohlräumen zu vermeiden. Ein zentraler Begriff der Speisungstechnik ist der sogenannte Modul, der das Verhältnis von Volumen zu wärmeabführender Oberfläche bezeichnet. Stellen eines Bauteils mit gleichem Modul haben die gleiche Erstarrungszeit. Mit Hilfe des Moduls ist es leicht möglich, die erste Speisungsbedingung zu erfüllen, indem der Modul des Speisers 1,2-fach größer gewählt wird als der berechnete Modul im Wärmezentrum des Bauteils. Zur vereinfachten Modulberechnung komplexer Bauteilpartien gibt es zahlreiche Tabellen, die auf Bildung von Ersatzkörpern oder Vergleichsmodulen beruhen.

Beim Einsatz von vorkonfektionierten Aufsatzspeisern reduziert sich die Speiserberechnung auf die Wärmeinhaltsbedingung, sämtliche weiteren Bedingungen sind in aller Regel durch die vorgegebene Geometrie erfüllt. Vorkonfektionierte Speiser gibt es in zahlreichen Formen und Größen. Beispiele für Speiser sind in Abbildung 1.48 abgebildet.

Der Einsatz von Speisern kann durch erstarrungslenkende Maßnahmen wie die Platzierung von Anschnitten oder den Einsatz von Kühlkokillen unterstützt werden. Abbildung 1.49 zeigt die Vergrößerung der Sättigungsweite (Speisungslänge und Endzone) des Speisers durch den

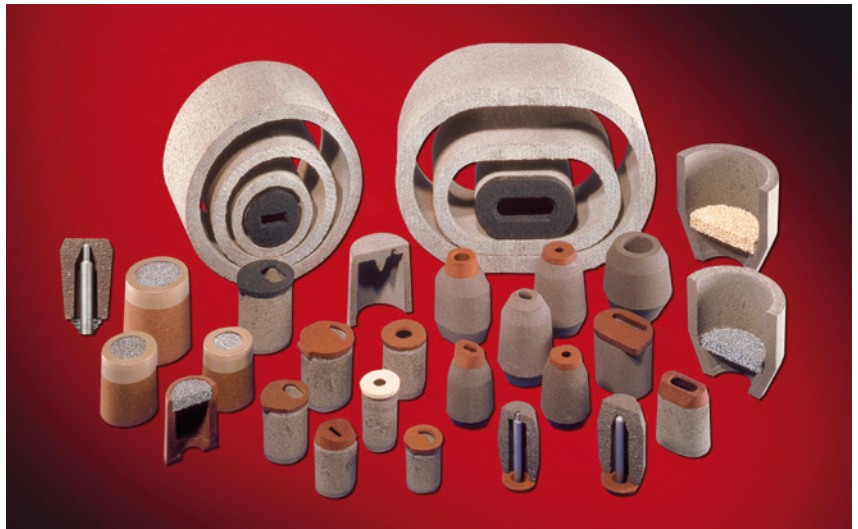


Abb. 1.48: Beispiele für Speiser unterschiedlicher Form und Größe

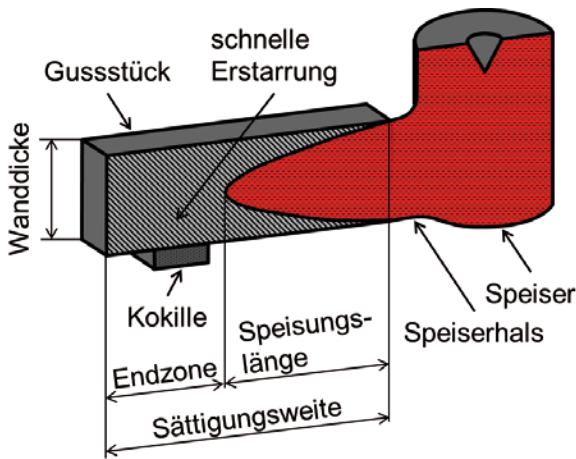


Abb. 1.49: Sättigungsweite eines Speisers bei Einsatz einer Kühlkokille

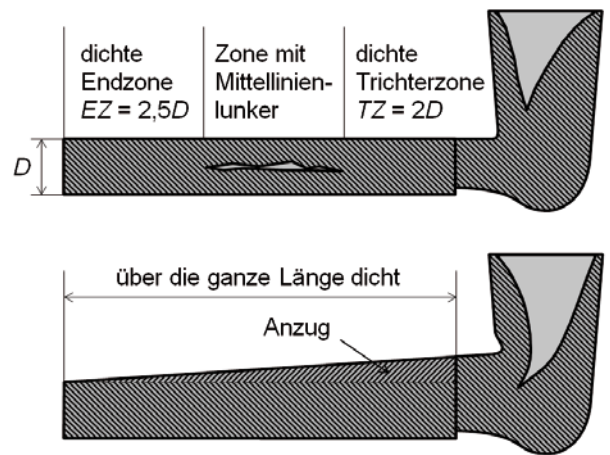


Abb. 1.50: Erstarrungslenkung durch keilförmige Verstärkung zur Herstellung eines lunkerfreien Gussstückes (Roesch 1966)

Einsatz von Kühlkokillen. Die Speisungslänge ist Geometrieabhängig und kann mit Hilfe des legierungsabhängigen Speiserentfernungsfaktors bestimmt werden.

Querschnitte mit einer festen Wandstärke können nur bis zu einer begrenzten Entfernung von einem Speiser aus restlos gesättigt werden. Die Sättigungsweite kann durch Bildung eines stärkeren Wärmegefälles vergrößert werden, z.B durch keilförmige Wandverstärkungen (Abb. 1.50).

Gerichtete Erstarrung wird besonders schwierig an Knotenpunkten, Querschnittsübergängen, Hohlkehlen und Werkstoffanhäufungen zu gewährleisten. Erarbeitete Richtlinien für die gießtechnisch richtige Gestaltung solcher Konstruktionseinzelheiten dienen dazu, Lunker an den kritischen Stellen vermeiden zu können (Abb. 1.51).

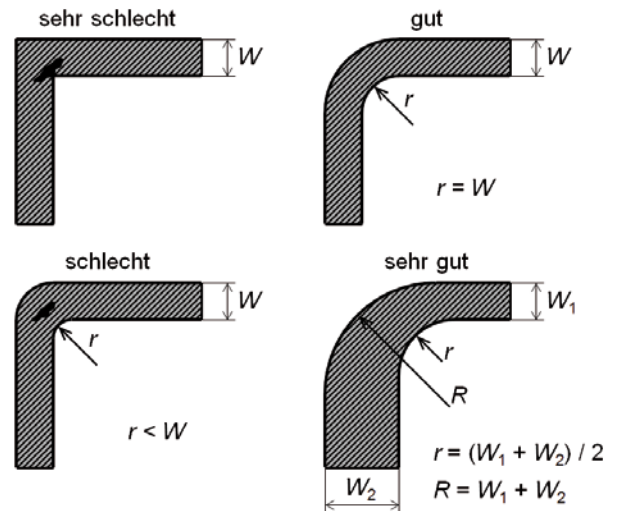


Abb. 1.51: Konstruktionsrichtlinien für L-Querschnitte (Roesch 1966)

Literatur zu Kapitel 1.2.4

- AFS*: Basic Principles of Gating & Riser. 2. Aufl., Schaumburg, IL, USA, American Foundry Society Inc., 2008.
- Beeley, P. R.*: Foundry Technology. Butterworths, London 1972, S. 104, 125, 128.
- Campbell, J.*: Castings. Butterworth-Heinemann, Oxford 2000, S. 179 – 191.
- Chvorinov, N.*: Gießerei. 27 (1940), S. 177 – 186, 201 – 208, 222 – 225.
- Czikel, J.; Diepschlag, E.*: Die Gießtechnik von Halbzeug und Formguß. VEB Wilhelm Knapp Verlag, Halle (Saale) 1954.
- Heuvers, A.*: Gießerei. 30 (1943), S. 201 – 209.
- Holz Müller, A.; Kucharcik, L.*: Atlas zur Anschnitt- und Speisertechnik für Gußeisen. 2. erw. Aufl., Gießerei-Verlag GmbH, Düsseldorf 1975.
- Mytkowski, E. T.; Bishop, H. F.; Pellini, W. S.*: Amer. Foundrym. Soc., Jahresversammlung, Vorabdruck. 1954, S. 243 – 251.
- Namur, R., referiert von W. Koppe*: Gießerei. 45 (1958), S. 469 – 474.
- Nielsen, F.*: Gieß- und Anschnitttechnik – Grundlagen u. Anwendung e. Methode. Gießerei-Verlag GmbH, Düsseldorf 1979.
- Pellini, W. S.*: TAFS. 61 (1953), S. 61 – 80.
- Rabinovic, B.V.; Mai, R.; Drossel, G.*: Grundlagen der Gieß- und Speisetechnik für Sandformguß. 2. überarb. Aufl., VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1989.
- Roesch, K.; Zimmermann, K.*: Stahlguss. Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf 1966.
- Taylor, H. F.; Flemings, M. C.; Wulf, J.*: Foundry Engineering. John Wiley & Sons, Inc., New York 1959.
- VDG-Lehrgang*: Anschnitt- und Speisertechnik beim Sandgießverfahren für Aluminium- und Kupferlegierungen. Verein Deutscher Gießereifachleute, Düsseldorf 1978.
- Wlodawer, R.*: Die gelenkte Erstarrung von Stahlguß. Gießerei-Verlag GmbH, Düsseldorf 1961.

1.3 Gusswerkstoffe

Andreas Bührig-Polaczek

Metallische Gusswerkstoffe umfassen die gesamte Bandbreite der technisch relevanten Metalle und ihre Legierungen. Sie zeichnen sich durch die auf die jeweilige Anwendung optimierten Gebrauchseigenschaften aus. Insbesondere die mechanischen Eigenschaften aber auch Korrosionsbeständigkeit, Verschleißwiderstand, Wärmeleitung (z. B. im Motorenbereich) oder Dämpfung (z. B. bei Akustik, Schwingung) können eine wichtige Rolle in der Nutzung der Bauteile und Werkstoffe spielen. Gusswerkstoffe sind weiterhin auf die Verarbeitung durch Gießen optimiert (Kapitel 1.2.4), sodass sie in ihrer Legierungszusammensetzung vornehmlich im Phasendiagramm im naheutektischen Bereich angesiedelt sind, da hier die Erstarrungstemperaturen in einem Legierungssystem am geringsten sind und sehr gute Gieß- und Erstarrungseigenschaften vorliegen. In jedem Legierungssystem gibt es von dieser groben Regel jedoch viele normierte und nicht normierte Ausnahmen, z. B. bei Stahl- und einigen Kupfergusslegierungen. Weiterhin ist der Strangguss ein Sonderfall, da die hier hergestellten Halbzeuge in Umformprozessen weiterverarbeitet werden, sodass im Strangguss vornehmlich Knetlegierungen vergossen werden. Unterschieden werden die metallischen Gusswerkstoffe traditionell in die Bereich Eisen- und in Nichteisenmetalle (Abb. 1.52). Die Eigenschaften und Zusammensetzung der Gusswerkstoffe sind in verschiedenen Werkstoffnormen geregelt: der deutschen DIN, der europäischen EN und der internationalen ISO. In der industriellen Praxis können diese Normen zwischen Kunde und Liefe-

rant weiter präzisiert, beispielsweise für die Bandbreite einzelner Legierungselemente, oder durch zusätzliche Vereinbarungen ergänzt werden, z. B. für Kennwerte in kritischen Bereichen des Gussstückes.

Um dem großen Einsatzspektrum gerecht zu werden sind sowohl oft verwendete und in großen Mengen produzierte Gusslegierungen als auch Sonderlegierungen für spezielle Anwendungen verfügbar. Gusswerkstoffe werden kontinuierlich weiter entwickelt, um steigenden Anforderungen (beispielsweise im Motorenbau) oder veränderten Randbedingungen (z. B. bei den Rohstoffen) gerecht zu werden. Kennzeichnend für alle Gusswerkstoffe ist, dass deren Eigenschaften im Gesamtprozess eingestellt werden und nicht nur die Zusammensetzung der Legierung der bestimmende Faktor ist. Neben der Legierungszusammensetzung bestimmen Schmelzmetallurgie und Erstarrungsbedingungen im Gießprozess die Ausprägung von Gefügen und Defekten und damit auch die Eigenschaften des Werkstoffes und des Bauteiles. Zusammengefasst wird dies oft mit der Kausalkette „Prozess-Gefüge-Eigenschaften“ beschrieben. Die erreichbaren lokalen Werkstoff- und Bauteileigenschaften sollten bereits in der Bauteilkonstruktion herangezogen werden.

Je nach Art der Gusslegierungen werden diese entweder am internationalen Markt als Masseln in der geforderten Legierungszusammensetzung beschafft oder die Gusslegierung wird in der Gießerei aus definierten Einsatzstoffen selbst zusammengestellt. Aluminium- und Magnesiumlegierungen werden zumeist direkt bei entsprechenden Legierungsherstellern als Masseln bezogen. Gusseisenlegierungen hingegen werden in jeder Gießerei aus unterschiedlichen und in ihrer Zusammensetzung streng überwachten Einsatzstoffen wie Roheisen

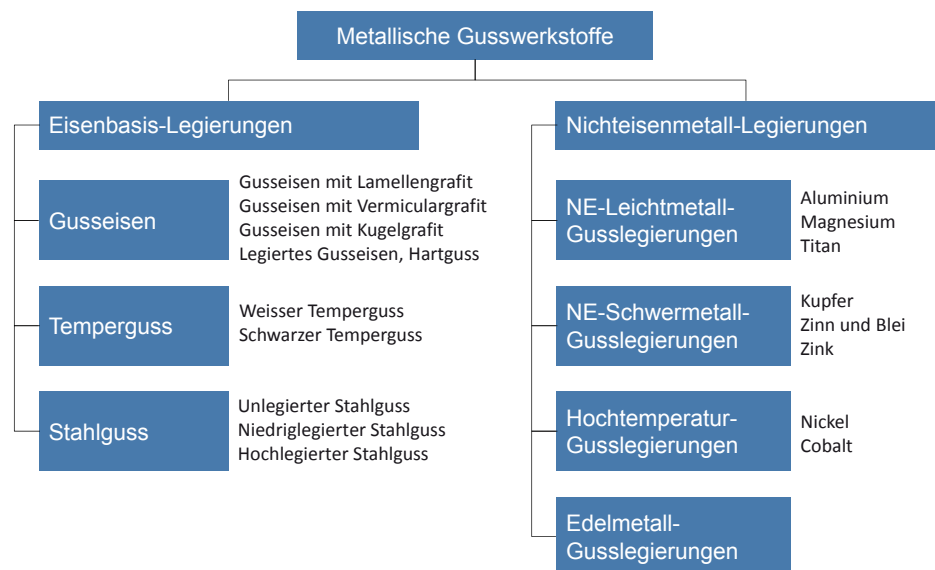


Abb. 1.52: Unterteilung der Gusslegierungen. Für die Nichteisenlegierungen sind vereinfacht nur die Basismetalle der Legierungen dargestellt.

und Stahlschrott erschmolzen. Ähnliches gilt für Stähle und Kupferlegierungen, wo die Legierungen ebenfalls aus verschiedenen Einsatzmaterialien in den Gießereien chargiert werden. Ein großer Vorteil der metallischen Werkstoffe ist deren Wiederverwendbarkeit. So werden heutige Gusslegierungen zu einem sehr hohen Anteil aus Schrotten hergestellt, viele sogenannten Sekundär- oder Recyclinglegierungen im Aluminiumbereich sogar zu 100 %. Lokal ansässige spezialisierte Recyclingwerke oder Aluminiumhütten können ihre Kunden auch direkt mit flüssigem Metall (Primär- oder Sekundärlegierungen) beliefern, wobei das Abmasseln in der Hütte/Recyclingwerk und das Wiederaufschmelzen in der Gießerei entfällt. In der Gießerei werden für alle Gusslegierungen weitere metallurgische Schmelzbehandlungen durchgeführt, um die Schmelzequalität zu verbessern oder spezielle Werkstoffeigenschaften einzustellen.

1.3.1 Eisenbasis-Gusswerkstoffe

Rüdiger Deike

Die Eisen-Kohlenstoff-Legierungen vom Stahl bis zum Gusseisen sind dem Menschen in ihrer Vielfalt seit Jahrtausenden bekannt und die daraus hergestellten Bauteile aus der modernen Technik nicht mehr wegzudenken. Trotz dieser Tatsache üben diese Werkstoffe auf Metallurgen, Werkstoffwissenschaftler und Konstrukteure immer

noch eine ungeheure Faszination aus, die in dem engen und technisch relevanten Nebeneinander von metastabilen und stabilen Gefügeständen und den sich daraus ergebenden unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften begründet ist. Im Vergleich zu den Stählen (Kohlenstoffgehalte $< 2\%$, in etwa Punkt E im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (Abb. 1.53)) sind die diversen Gusseisenwerkstoffe (Kohlenstoffgehalte $> 2\%$) durch die zusätzliche Besonderheit gekennzeichnet, dass sich durch die Ausscheidung von elementarem Graphit eine nichtmetallische Phase in einer metallischen Phase ausbildet.

Mit Hilfe der chemischen Zusammensetzung können in Stählen und in den verschiedenen Gusseisensorten bestimmte Basiszustände definiert und reproduzierbar eingestellt werden. Durch die Variation der Abkühlbedingungen während der Erstarrung, aber auch während des Schweißens und eventuellen, ergänzenden Wärmebehandlungen kann im Weiteren zwischen den metastabilen und stabilen Gefügeständen mit dem Ergebnis gewechselt werden, dass Eisen-Kohlenstoff-Werkstoffe mit extrem unterschiedlichen Eigenschaften entstehen.

Während bei der Einstellung der Eigenschaften von Stählen die metastabilen Gefügestrukturen eine größere Rolle spielen, ist beim Gusseisen, abgesehen von einigen Sonderarten, die Besonderheit in der eutektischen Erstarrung nach dem stabilen System und der eutektoiden Umwandlung nach dem metastabilen System zu sehen.

Im Folgenden sollen die im Verlauf der Erstarrung und Abkühlung ablaufenden Gefügeveränderungen anhand

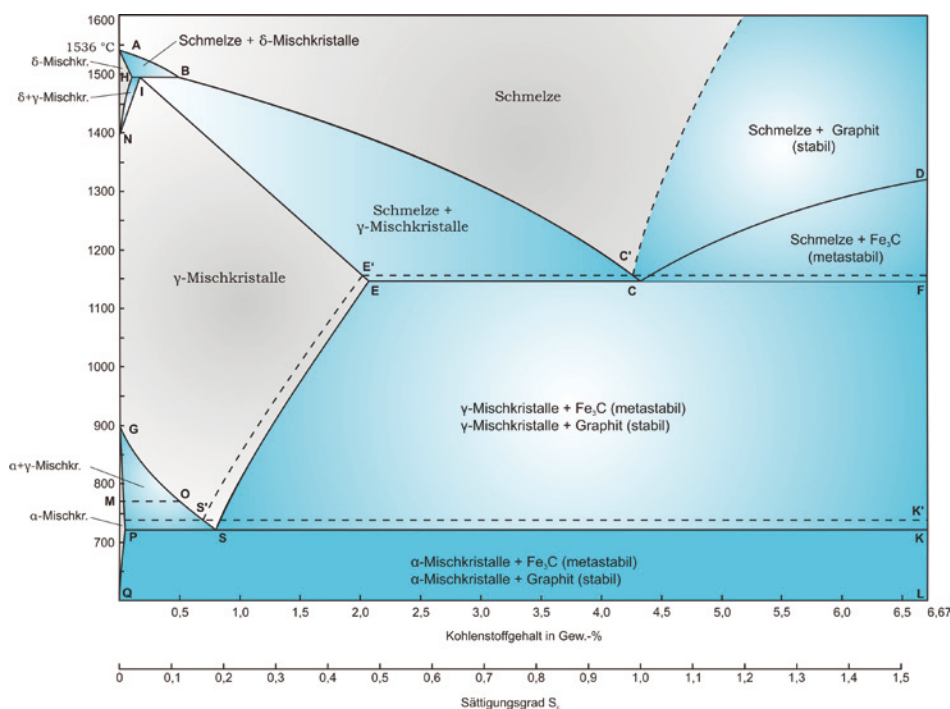


Abb. 1.53: Eisen-Kohlenstoffdiagramm (Horstmann 1985)

des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms vom Prinzip her erläutert werden, da sich auf der Basis dieser Kenntnisse die unterschiedlichen Eigenschaften und Besonderheiten der diversen Gusseisensorten sehr gut und aufeinander aufbauend erklären lassen.

1.3.1.1 Eisen-Kohlenstoff-Diagramm

Beim Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (Abb. 1.53) handelt es sich um eine grafische Darstellung (Horstmann 1985) von Temperaturen, bei denen verschiedene Phasen im System Eisen-Kohlenstoff miteinander im Gleichgewicht stehen, wobei diese Temperaturen in Abhängigkeit von dem Kohlenstoffgehalt aufgetragen sind.

Wie sich die Schmelztemperaturen in Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt verändern, kann aus dem Verlauf der Liquiduslinie im oberen Teil des Diagrammes entnommen werden. Bei der Beschreibung von Phasengleichgewichten werden diese, von der Zusammensetzung abhängigen Schmelztemperaturen allgemein auch als Liquidustemperaturen bezeichnet. Der Verlauf der Liquiduslinie zeigt, dass ausgehend von reinem Eisen (Punkt A) die Liquidustemperatur von 1.536 °C mit zunehmenden Kohlenstoffgehalten bis zum tiefsten Punkt, dem eutektischen Punkt auf 1.147 °C (Punkt C) im metastabilen System abfällt und anschließend wieder mit weiter zunehmenden Kohlenstoffgehalten ansteigt.

Wird in einer Eisen-Kohlenstoff-Schmelze im Verlauf der Abkühlung die Liquidustemperatur unterschritten, so kommt es zur Ausscheidung einer festen Phase. Die Struktur und Zusammensetzung der jeweiligen Phase in Abhängigkeit von der Temperatur kann anhand einer waagrecht verlaufenden Verbindungslinie zwischen der Liquidus- und Soliduslinie (Konode) aus dem Schnittpunkt mit der Soliduslinie ermittelt werden. Eines der besonderen Merkmale des Eisen-Kohlenstoff-Systems ist in der Tatsache zu sehen, dass reines Eisen nach der Erstarrung in der kubisch raumzentrierten δ -Struktur kristallisiert und im weiteren Verlauf der Abkühlung bei 1.392 °C in die kubisch flächenzentrierte γ -Struktur umwandelt, die traditionell auch als Austenit bezeichnet wird. Mit weiter abnehmender Temperatur erfolgt bei 911 °C wieder eine Umwandlung in die kubisch raumzentrierte Struktur, das α -Eisen, das traditionell auch als Ferrit bezeichnet wird und der stabilen Struktur bei Raumtemperatur entspricht. Diese drei Kristallstrukturen des Eisens (δ , γ , α) können Kohlenstoff in Abhängigkeit von der Temperatur in unterschiedlichen Gehalten lösen, sodass Eisen-Kohlenstoff-Mischkristalle entstehen, die durch die flächenhafte Darstellung der δ -, γ - und α -Existenzgebiete grafisch wieder-

gegeben werden. Der Austenit (γ -Eisen) ist von den drei Modifikationen die Struktur mit dem größten Lösungsvermögen für Kohlenstoff, wobei die Löslichkeit vom Punkt I bei 1.499 °C mit 0,16 % C mit abnehmender Temperatur auf max. 2,06 % C am Punkt E bei 1.147 °C zunimmt. Ab dem Punkt E ist aus dem Verlauf der Gleichgewichtslinie \overline{ES} zu erkennen, dass die Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit (γ -Eisen) auf 0,8 % C am Punkt S bei 723 °C abnimmt. Diese Tatsache der rückläufigen Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit (γ -Eisen) mit abnehmender Temperatur ist der Grund dafür, dass die Eigenschaften von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen durch Wärmebehandlungen unterschiedlichster Art gezielt eingestellt werden können.

Bei der Betrachtung des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms fällt auf, dass sich bei Temperaturen unterhalb des eutektischen Punkts gestrichelte und durchgezogene Linien im Diagramm befinden und, dass die markanten Punkte wie z. B. der eutektische Punkt mit C' und C doppelt bezeichnet sind. Dabei befinden sich die \prime -Werte immer auf höheren Temperaturen und sind etwas nach links versetzt, was bedeutet, dass die Kohlenstoffgehalte an diesen Punkten etwas geringer sind. Diese Darstellung wurde im Verlauf der Entwicklung des Eisen-Kohlenstoff-Diagrammes (Horstmann 1985) gewählt um damit das stabile und metastabile Zustandsdiagramm in ein Diagramm zeichnen zu können. Die gestrichelten Linien und \prime -Werte entsprechen dabei dem stabilen System Eisen-Graphit und die durchgezogenen Linien mit den normal bezeichneten Punkten geben das metastabile System Eisen-Eisencarbid (Fe_3C) wieder.

Wie bereits oben erwähnt, zeichnet sich das System Eisen-Kohlenstoff dadurch aus, dass sich elementarer Kohlenstoff in Form von Graphit als eigenständige nichtmetallische Phase in der metallischen Eisenphase ausscheiden kann. In der überwiegenden Zahl der Fälle werden Gusseisenschmelzen mit Kohlenstoffgehalten links vom eutektischen Punkt ($< 4,3\%$, Punkt C), d. h. sogenannte untereutektische Schmelzen hergestellt, aus denen sich im Verlauf der Erstarrung Kohlenstoff im stabilen System erstmals am eutektischen Punkt bei 1.153 °C ausscheiden kann. Da Gusseisensorten bei denen sich elementarer Graphit ausscheidet, ein graues Bruchgefüge haben, werden diese Gusseisensorten auch als grauerstarrtes Gusseisen bezeichnet. Bei Gusseisenschmelzen rechts vom eutektischen Punkt C kann sich der Kohlenstoff im Verlauf der Erstarrung bereits bei höheren Temperaturen als Primärgraphit ausscheiden. Da Ausscheidungen von Primärgraphit nur in Sonderfällen auftreten, soll an dieser Stelle nicht weiter darauf eingegangen werden.

Da die Kristallisation der nichtmetallischen Phase Graphit aber sehr wesentlich durch die Keimbildungsbedingungen (Lux et al. 1974; Minkoff 1983; Döpp 2004; Sommerfeld et al. 2008) bestimmt wird, neigen Eisen-Kohlenstoff-Schmelzen mit eutektischer Zusammensetzung in der Regel ohne besondere keimbildungsfördernde Maßnahmen, wie dem Impfen (vgl. Kap. 1.2.2.1), zur Unterkühlung, sodass eine Kristallisation des Graphits nach dem thermodynamisch stabilen System γ -Eisen + Graphit am Punkt C' (4,26 % C) bei 1.153 °C (gestrichelte Linie) auf Grund kinetischer Bedingungen nicht stattfindet. Anstatt dessen scheidet sich am eutektischen Punkt nach dem metastabilen System ein Phasengemisch aus γ -Eisen und Fe_3C am Punkt C (4,3 % C) bei 1.147 °C (durchgezogene Linie) aus. Dieses auch als Eutektikum bezeichnete Phasengemisch wird traditionell Ledeburit genannt. Das Eisencarbid Fe_3C als separate Phase wird traditionell als Zementit bezeichnet. Auf Grund des weißen Bruchgefüges wird überwiegend metastabil erstarrtes Gusseisen auch als weißes Gusseisen bezeichnet.

Nach der Erstarrung muss sich im Verlauf der weiteren Abkühlung der Kohlenstoff, auf Grund der rückläufigen Löslichkeit im Austenit aus dem γ -Eisen ausscheiden und kann sich entweder nach dem stabilen System an bereits vorhandenen Graphit anlagern oder nach dem metastabilen System als Sekundärzementit (Fe_3C) kristallisieren. Da Diffusionsprozesse temperatur- und zeitabhängig sind, können z. B. über die Abkühlgeschwindigkeiten die Ausscheidungsvorgänge in dem Temperaturbereich zwischen der eutektischen Erstarrung und der eutektoiden Umwandlung am Punkt S (0,8 % C) bei 723 °C sehr wesentlich beeinflusst werden. Beim Schweißen von Stahl und Stahlguss wird z. B. über das Vorwärmen der Werkstücke auf diese Weise Einfluss auf die Abkühlgeschwindigkeit in der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone neben der Schweißnaht genommen.

Nach dem stabilen System ist der Austenit (γ -Eisen) ab einer Temperatur < 738 °C (Punkt S'; 0,68 % C) thermodynamisch nicht mehr stabil und wandelt sich im Verlauf der stabilen eutektoiden Umwandlung zu α -Eisen + Graphit um. Da der Ferrit (α -Eisen) mit 0,023 % C (Punkt P') bei 738 °C eine deutlich geringere Kohlenstofflöslichkeit als der Austenit (γ -Eisen) aufweist, ist die Umwandlung nach dem stabilen System mit ausgeprägten Diffusions- und Kristallisationsvorgängen des Kohlenstoffs verbunden, die letztendlich die Art und Weise der eutektoiden Umwandlung kontrollieren.

Die Vorgänge bei der eutektoiden Umwandlung von Gusseisen sind im Gegensatz zu den Vorgängen bei den Stählen dadurch gekennzeichnet, dass sich bereits im Verlauf der eutektischen Erstarrung elementarer Graphit

ausgeschieden hat, an den der Kohlenstoff im Verlauf der eutektoiden Umwandlung theoretisch ankristallisieren kann. Da es sich aber bei der Kohlenstoffdiffusion, um einen sehr stark temperatur- und zeitabhängigen Transportvorgang handelt, ist selbst bei der Abkühlung von Gusseisen in der Regel mit einer metastabilen eutektoiden Umwandlung am Punkt S (0,8 % C) bei 723 °C zu rechnen. Das Phasengemisch aus α -Eisen + Fe_3C wird traditionell als Perlit bezeichnet. Diese Gefügeausbildung ist bei höherfesten Gusseisensorten erwünscht, da die Festigkeit des perlitischen Gefüges wesentlich höher ist als die des ferritischen Gefüges (α -Eisen + Graphit).

Bei der eutektoiden Umwandlung der Stähle tritt unter normalen Bedingungen kein elementarer Kohlenstoff auf, sodass je nach Zusammensetzung und Wärmebehandlung der Stähle die Gefüge aus Austenit, Ferrit, Perlit, Martensit oder Zwischentufengefüge bestehen.

1.3.1.1.1 Einflüsse von Kohlenstoff, Silicium und Phosphor auf die grundlegenden Erstarrungsvorgänge von Eisenbasis-Gusswerkstoffen

Auf Grund des dominierenden Einflusses des Kohlenstoffs auf die Ausbildung des Gefüges werden in der Regel Erstarrungs- und Umwandlungsvorgänge sowie die daraus resultierenden Gefügebeurteilungen auf der Basis des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms (Abb. 1.53) diskutiert, wobei durch weitere Legierungsmittel wie z. B. Silicium und Phosphor die Wirkung des Kohlenstoffs im Eisen, d. h. die Aktivität des Kohlenstoffs deutlich verändert werden kann. Um trotz dieser Tatsache auf der Basis des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms Erstarrungen und Phasenumwandlungen weiter diskutieren zu können, werden diese beiden Elemente in ihrer Wirkung auf den Kohlenstoff in Form eines äquivalenten Kohlenstoffgehaltes berücksichtigt, der über die folgenden Kennzahlen (Gießerei Lexikon 2008) definiert wird:

- Die Einflüsse der Silicium- und Phosphorgehalte im Gusseisen können mit Hilfe des Kohlenstoffäquivalents CE in der folgenden Form beschrieben werden:

$$\text{CE} = \text{C}\% + \frac{\text{Si}\% + \text{P}\%}{3} \quad (1.7).$$

Die eutektische Zusammensetzung entspricht einem CE-Wert von 4,3 %.

- Nach einem Vorschlag der British Cast Iron Research Association (B.C.I.R.A.) wird die Verwendung der folgenden Gleichung empfohlen:

$$\text{CE} = \text{C}\% + \frac{\text{Si}\%}{4} + \frac{\text{P}\%}{2} \quad (1.8).$$

- Im deutschsprachigen Raum wird zur Beschreibung des Einflusses von Silicium und Phosphor sehr häufig der Sättigungsgrad S_c benutzt, der in folgender Weise mit dem Kohlenstoffäquivalent zusammenhängt:

$$S_c = \frac{C\%}{4,3 - CE - C\%} \quad (1.9).$$

Wird die Gleichung für den CE-Wert eingesetzt, folgt daraus für den Sättigungsgrad der folgende Ausdruck:

$$S_c = \frac{C\%}{4,3 - \left(\frac{Si\% + P\%}{3} \right)} \quad (1.10).$$

Die eutektische Zusammensetzung entspricht dann einem Wert von 1.

- Die Liquidustemperaturen untereutektischer Gusseisenschmelzen können in der Regel unter der Verwendung des CE-Wertes der B.C.I.R.A. nach Empfehlungen verschiedener Autoren mit Hilfe von Regressionsgleichungen (Gießerei Lexikon 2008) wie z. B.

$$T_{liq} = 1669 - 124 CE [^\circ C] \quad (1.11)$$

berechnet werden. In umgekehrter Form kann auf der Basis dieser Gleichungen aus der Liquidustemperatur, die mit der thermischen Analyse gemessen wird, der CE-Wert einer Gusseisenschmelze berechnet werden, wobei dieser dann als CEL-Wert bezeichnet wird.

Auf Grund seiner großen praktischen Bedeutung ist in Abbildung 1.53 der Sättigungsgrad als zusätzliche Skala auf der Abzisse (Neumann et al. 1960) eingetragen.

In Abhängigkeit von dem Sättigungsgrad kann Gusseisen prinzipiell in die folgenden Kategorien eingeteilt werden:

- untereutektisches Gusseisen mit einem Sättigungsgrad < 1 ,
- eutektisches Gusseisen mit einem Sättigungsgrad ~ 1 , sowie
- übereutektisches Gusseisen mit einem Sättigungsgrad > 1

wobei sich die Gefügestrukturen, die sich im Verlauf der Erstarrung ausbilden, deutlich voneinander unterscheiden und im Folgenden prinzipiell mit Hilfe des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms beschrieben werden sollen.

Untereutektisches Eisen mit einem Sättigungsgrad < 1

In der Regel spricht man bei grauerstarrem Gusseisen von einem untereutektischen Gusseisen, wenn der Sättigungsgrad in der Größenordnung von $< 0,97$ liegt. Bei weißerstarrem Gusseisen sind Sättigungsgrade in der Größenordnung von 0,8 keine Besonderheit. Bei Schmel-

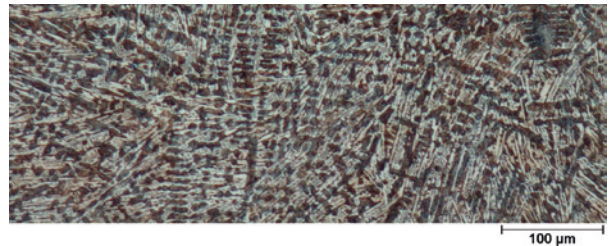


Abb. 1.54: Primärdendriten (dunkle zeilenförmig angeordnete Phase) in einem untereutektischen Gusseisen

zen, die durch einen geringen Sättigungsgrad gekennzeichnet sind, beginnt die Erstarrung beim Übergang flüssig/fest mit der Ausscheidung von Primäraustenit, in dendritischer, tannenbaumartiger Kristallstruktur (Abb. 1.54). Die dendritischen Strukturen sind als dunkle Gefügebestandteile zu erkennen, die sich von zentralen geradlinigen Strukturen ausgehend, den sogenannten Primärdendritenstämmen, verzweigen. Bei den dunklen Gefügebestandteilen handelt es sich um Perlit, der sich bei der eutektoiden Umwandlung aus dem ursprünglichen Austenit gebildet hat.

Im weiteren Verlauf der Abkühlung reichert sich die Restschmelze an Kohlenstoff an, die dann am eutektischen Punkt in Abhängigkeit von

- der Abkühlgeschwindigkeit,
- weiteren Legierungselementen sowie
- einer möglichen Förderung der Keimbildung durch Impfen (vgl. Kap. 2.2.3.1)

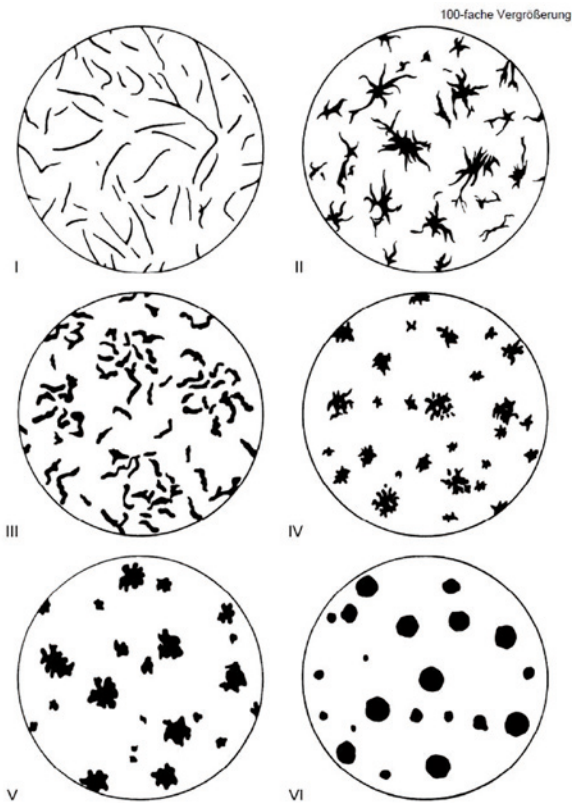
entweder stabil (γ -Eisen + Graphit) oder metastabil (γ -Eisen + Fe_3C) erstarrt.

In Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung und einer möglichen Vorbehandlung (Mg-Behandlung) des Eisens kann sich im Falle einer stabilen Erstarrung der Kohlenstoff lamellar, wurm- oder kugelartig ausscheiden. Nach der Art und Weise der Kristallisation des Kohlenstoffs werden die Gusseisensorten entsprechend gängiger Richtreihen (Abb. 1.56) bezeichnet als:

- Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL),
- Gusseisen mit Vermiculargraphit (GJV) oder
- Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS).

Das Gefüge, das sich bei der metastabilen eutektischen Erstarrung ausbildet, wird wie bereits oben erwähnt als Ledeburit bezeichnet. Der Ledeburit (Abb. 1.55) besteht überwiegend aus Zementit (Fe_3C) in den nach Abkühlung auf Raumtemperatur, in den Bereichen des ursprünglich eutektisch erstarrten Austenits, der Perlit inselförmig bis länglich eingelagert ist. Die Festigkeit und Zähigkeit wird in dieser Gefügeausbildung durch das Fe_3C bestimmt.

Unter normalen Bedingungen (keine gezielte Wärme-



Typ	Bezeichnung	Typ	Bezeichnung
I	Lamellengrafit	II	Krabbengrafit
III	Vermiculargrafit	IV	Temperkohle oder ungleichförmiger Kugelgraft
V	geringfügig ungleichförmiger Kugelgraft	VI	Kugelgraft

Abb. 1.56: Hauptreihe der möglichen Graphitformen im Gusseisen

behandlung) bleiben der Graphit, sofern die Erstarrung nach dem stabilen System erfolgte bzw. das Fe_3C , sofern die Erstarrung nach dem metastabilen System erfolgte, weitgehend in den Formen erhalten, wie sie durch die Erstarrung entstanden sind.

Im weiteren Verlauf der Abkühlung nimmt wie bereits beschrieben die Löslichkeit des Austenits für Kohlenstoff ab und er wird in Form von Segregatgraphit (stabil) oder Sekundärzementit (metastabil) ausgeschieden. Dadurch finden Veränderungen in den Bereichen des Gefüges statt, in denen sich bei der Erstarrung Primäraustenit oder eutektischer Austenit gebildet haben, da sich ja nur der Austenit im Verlauf der Abkühlung noch wesentlich verändert. Am eutektoiden Punkt (PSK-Linie) findet, abgesehen von speziell wärmebehandelten Gusswerkstoffen, die vollständigen Umwandlung des noch existierenden Austenits in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit und diversen Legierungselementen entweder nach dem stabilen System (α -Eisen + Graphit) oder dem metastabilen System

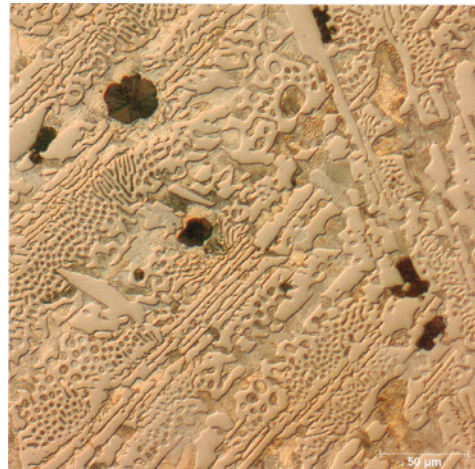


Abb. 1.55: Metastabil erstarrtes Eutektikum (Ledeburit, Zementit (Fe_3C) = helle Bereiche mit glatter Oberfläche) mit eingelagertem primär ausgeschiedenen Graphit (Myronova 2009)

(α -Eisen + Fe_3C) zu Perlit statt. Die eutektoiden Umwandlung vollzieht sich dabei in den ursprünglich als Austenit kristallisierten Bereichen der Primärdendriten und in den Bereichen, in denen sich der Austenit während der eutektischen Erstarrung aus der Restschmelze ausgeschieden hat.

Je geringer der Sättigungsgrad, desto größer ist der Anteil an primär erstarrten Dendriten und desto größer ist der Anteil des Gefüges, das durch die stabile, in der Regel aber metastabile eutektoiden Umwandlung entsteht. Von daher ist Stahlguss auf Grund seiner geringen Kohlenstoffgehalte ein Extrem der Gusswerkstoffe im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm. Er ist im Gusszustand durch ein dendritisches, grobkörniges Gefüge ohne elementaren Graphit gekennzeichnet, das dazu führt, dass Stahlguss in diesem Zustand relativ spröde ist und im Weiteren einer Wärmebehandlung unterzogen werden muss.

Eutektisches Eisen mit einem Sättigungsgrad ~ 1

Von naheeutektischem bzw. eutektischem Gusseisen wird dann gesprochen, wenn der Sättigungsgrad um 1 herum liegt. Bei der Erstarrung von Schmelzen mit diesen Zusammensetzungen, die sehr oft bei Gusseisen mit Kugelgraphit verwendet werden, bilden sich fast keine Primärdendriten aus, sodass Schmelzen dieser Art im Vergleich zum Stahlguss das andere in der Praxis häufig anzutreffende Extrem der Gusswerkstoffe im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm darstellen. Mit einem Sättigungsgrad von ~ 1 erstarren die Schmelzen weitgehend mit eutektischer Zusammensetzung, wobei sie in Abhängigkeit von den oben genannten Einflussgrößen stabil oder metastabil erstarren können. Mit fortschreitender Abkühlung erfolgen dann nach der Erstarrung die Umwandlungen, wie sie bereits beschrieben worden sind.

Übereutektisches Eisen mit einem Sättigungsgrad > 1

Von einem übereutektischen Eisen wird dann gesprochen, wenn der Sättigungsgrad > 1 (sehr häufig zwischen 1,05 und 1,1) ist. Bei Gusseisenschmelzen mit dieser Zusammensetzung beginnt die Erstarrung, sofern sie nach dem stabilen System erfolgt, mit der Kristallisation von Primärgraphit und sofern sie nach dem metastabilen System erfolgt mit der Kristallisation von primärem Fe_3C . Bedingt durch die Primärkristallisation verarmt die Restschmelze an Kohlenstoff (größeres Risiko zur Bildung von Lunkern), die dann im weiteren Verlauf der Abkühlung am eutektischen Punkt in Abhängigkeit von den oben genannten Einflussgrößen stabil oder metastabil erstarren kann. Mit fortschreitender Abkühlung erfolgen dann die bereits beschriebenen Umwandlungen.

1.3.1.1.2 Einflüsse von Legierungs- und Spurenelementen auf die eutektische Erstarrung

Neben den Elementen Kohlenstoff (C), Silicium (Si) und Phosphor (P) gibt es noch weitere Legierungselemente, wie z. B. Mangan (Mn), Nickel (Ni), Kupfer (Cu), Chrom (Cr), Vanadium (V), Titan (Ti) usw. die auf die Erstarrung und die Umwandlungen im festen Gusseisen Einfluss nehmen. Bei der Beschreibung der Einflüsse der einzelnen Elemente, muss zwischen den Wirkungen bei der eutektischen Erstarrung und den Wirkungen während der Abkühlung bis hin zu den Einflüssen auf die eutektoide Umwandlung unterschieden werden.

Wirken die Elemente Silicium und Phosphor indirekt über die Beeinflussung der Kohlenstoffaktivität, so beeinflussen eine Reihe von Elementen die Temperaturdifferenz zwischen der höher liegenden stabilen und der tiefer liegenden metastabilen Temperatur. Die wichtigsten (Janovak, Gundlach 1983) Elemente sind in Abbildung 1.57 dargestellt und wirken in folgender Weise:

- Verringerung des Intervalls zwischen stabiler und metastabiler Temperatur
Typische Vertreter dieser Elemente sind Chrom, Vanadium und Titan. Wenn das Intervall zwischen stabiler und metastabiler Erstarrung durch die Wirkung der Legierungselemente verringert wird, so besteht selbst bei langsameren Abkühlgeschwindigkeiten die Gefahr, dass die metastabile Temperatur unterschritten wird. Auf diese Weise fördern die o. g. Elemente die Weißerstarung.
- Verschiebung des Intervalls zu tieferen Temperaturen
Wird das Temperaturintervall zwischen stabiler und metastabiler Erstarrung durch die Wirkung der Legierungselemente wie z. B. Mangan (Mn), Zinn (Sn), An-

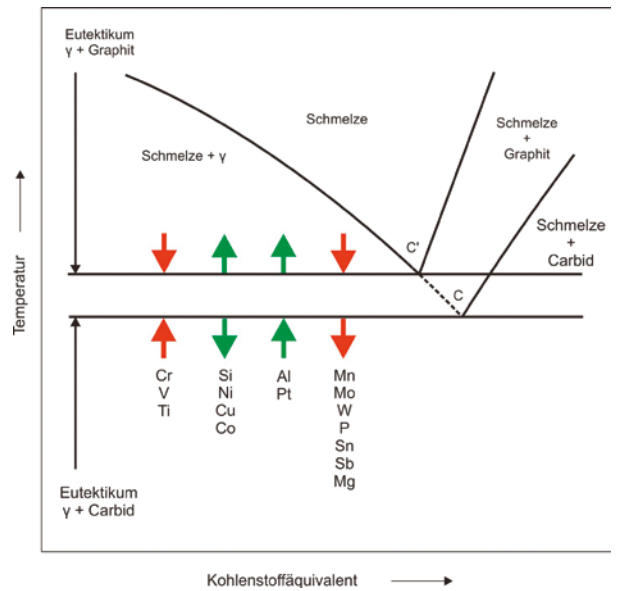


Abb. 1.57: Einfluss von Spurenelementen auf die eutektische Umwandlung nach (Janovak, Gundlach 1983)

timon (Sb) und Magnesium (Mg) in seiner mehr oder weniger ursprünglichen Breite zu tieferen Temperaturen verschoben, so hat das zur Folge, dass die eutektische Erstarrung bei tieferen Temperaturen stattfindet. Bei diesen Temperaturen sind die Diffusionsgeschwindigkeiten, wie z. B. die der Kohlenstoffatome geringer, sodass die Zeit zur Diffusion hin zu bereits vorhandenem Kohlenstoff und zur anschließenden Kristallisation nicht mehr ausreicht, sodass sich der Kohlenstoff in Form von Fe_3C ausscheidet. Auf diese Weise wird eine Tendenz zur Weißerstarung gefördert. In vielen Gießereien, die „normalen“ Grauguss herstellen, wird die perlitische Struktur über Mangan eingestellt, wobei aus den o. g. Gründen bei höheren Mangangehalten die Gefahr der Weißerstarung, d. h. der Kantenhärte besteht.

- Verbreiterung des Temperaturintervalls
Wird hingegen das Temperaturintervall zwischen stabiler und metastabiler Erstarrung durch die Wirkung der Legierungselemente wie z. B. Silicium, Nickel und Kupfer erweitert, so führt dies zu einer Verringerung der Gefahr, dass bei der Erstarrung die metastabile eutektische Temperatur unterschritten wird, mit der Folge, dass die Gefahr der Weißerstarung verringert wird.
- Verschiebung des Temperaturintervalls zu höheren Temperaturen
Wird das Temperaturintervall zwischen stabiler und metastabiler Erstarrung durch die Wirkung der Legierungselemente wie z. B. Aluminium in seiner mehr oder weniger ursprünglichen Breite zu höheren Tem-

peraturen verschoben, so findet die eutektische Erstarrung bei höheren Temperaturen statt. Durch die bei diesen Temperaturen höheren Diffusionsgeschwindigkeit läuft die zur Graphitbildung notwendige Diffusion und Kristallisation schneller ab und somit herrscht eine Tendenz zur stabilen Erstarrung.

1.3.1.1.3 Einflüsse von Legierungs- und Spurenelementen auf die eutektoide Umwandlung

Bei der Herstellung von Gusseisen handelt es sich bei der eutektoiden Umwandlung, neben der eutektischen Erstarrung, um den zweiten wesentlichen Vorgang im Verlauf der Abkühlung, da durch die Art und Weise, wie die Zersetzung des Austenits abläuft, die Zusammensetzung der metallischen Matrix (ferritisches oder perlitisches Gefüge oder evtl. Sonderstrukturen) bestimmt wird.

Bei dicken Wandstärken und damit geringeren Abkühlgeschwindigkeiten wird die eutektoide Umwandlung, ohne entsprechende legierungstechnische Maßnahmen, überwiegend gemäß dem stabilen System mit der Ausbildung eines weitgehend ferritischen Gefüges erfolgen. Im Gegensatz dazu erfolgt die Umwandlung bei dünneren Wandstärken nach dem metastabilen System mit der Ausbildung eines weitgehend perlitischen Gefüges.

In diesem Zusammenhang spielt aber außerdem die Graphitverteilung eine große Rolle. So ist es durchaus möglich, dass auf Grund einer groben Graphitverteilung, d. h. längerer Diffusionswege, auch in dickeren Wandstärken mit höheren Perlitanteilen gerechnet werden kann, da sich auf Grund der größeren Weglängen nicht der gesamte Kohlenstoff in der zur Verfügung stehenden Zeit an den bereits vorhandenen Graphit anlagern kann. Ferritsäume um Graphitlamellen und Graphitsphärolithen herum, die sich in einer ansonsten perlitischen Matrix befinden, sind auf diese Art und Weise entstanden.

Im umgekehrten Fall lässt sich aber auch bei Gussstücken mit dünnen Wandstärken und einer sehr feinen Graphitverteilung (z. B. D-Graphit), d. h. sehr kurzen Diffusionswegen, die Ausbildung eines ferritischen Gefüges nicht verhindern, es sei denn, dieser Gefügeausbildung wird mit Hilfe von Legierungs- und Spurenelementen bewusst entgegengewirkt. Legierungs- und Spurenelemente (Deike 1999) können die eutektoide Umwandlung im Wesentlichen beeinflussen durch die:

- Erhöhung oder Erniedrigung der Kohlenstoffaktivität,
- Stabilisierung des Austenits sowie
- Förderung oder Behinderung des Kohlenstofftransports.

Die Umwandlung des Austenits hängt sehr wesentlich davon ab, wie und in welcher Größenordnung der Austenit durch Legierungselemente stabilisiert wird.

So stabilisieren z. B. Elemente wie Mangan und Nickel den Austenit, sodass die eutektoide Umwandlungstemperatur des Austenits zu tieferen Temperaturen verschoben wird, bei denen die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs so gering ist, dass eine Umwandlung nach dem stabilen System nicht mehr stattfindet und somit die Bildung eines perlitischen Gefüges gefördert wird.

Im Gegensatz dazu erfolgt die Perlitstabilisierung durch Zinn und Antimon nach einem anderen Mechanismus. Durch Untersuchungen an Gusseisen mit Kugelgraphit (DIN EN 10213:2008) wurde nachgewiesen, dass sich in der metallischen Matrix um die Graphitkugeln herum 3 bis 4 nm dicke Schichten bilden, in denen diese Elemente angereichert sind und als nicht passierbare Barrieren für den Kohlenstofftransport fungieren. Auf Grund dieser Barrieren ist die für die stabile eutektoide Umwandlung notwendige Anlagerung des Kohlenstoffs an den bereits vorhandenen Graphit (DIN EN 10283:1998) nicht mehr möglich, sodass die Umwandlung nur nach dem metastabilen System mit der Bildung von Perlit erfolgen kann.

1.3.1.1.4 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit

Wie bereits erwähnt, ist der Anteil an Primärdendriten in einem Gefüge umso höher, je geringer der Sättigungsgrad ist. Bei einem gegebenen Sättigungsgrad wird mit einer höheren Abkühlgeschwindigkeit die Länge der Dendriten geringer, da die für die Kristallisation benötigte Zeit deutlich kürzer ist.

Zum Zeitpunkt der Kristallisation der Primärdendriten bestehen diese aus Austenit und im Verlauf der weiteren Abkühlung muss sich aus dem Austenit der Primärdendriten, aber auch aus dem Austenit, der sich bei der eutektischen Erstarrung gebildet hat, Kohlenstoff ausscheiden, da der Austenit mit fallender Temperatur geringere Mengen an Kohlenstoff lösen kann.

Bei einer langsamen Abkühlgeschwindigkeit kann sich der ausgeschiedene Kohlenstoff an möglicherweise vorhandenen Kohlenstoff als Sekundärgraphit anlagern. Bei einer schnellen Abkühlgeschwindigkeit reicht die zur Diffusion zur Verfügung stehende Zeit nicht aus, wodurch die Ausbildung metastabiler Strukturen gefördert wird sodass sich der Kohlenstoff in unterschiedlichen Formen als Zementit (Fe_3C) ausscheidet.

Durch eine höhere Abkühlgeschwindigkeit während der eutektoiden Umwandlung erfolgt der Zerfall des Austenits nach dem metastabilen System mit der Bildung

eines perlitischen Grundgefüges, wobei der Perlit umso feiner wird, je höher die Abkühlgeschwindigkeit ist. Diese Möglichkeit auf die Ausbildung des Gefüges Einfluss zu nehmen, spielt bei der Abkühlung im Verlauf einer Wärmebehandlung, aber auch während der Abkühlung im Rahmen eines Schweißvorgangs eine sehr wesentliche Rolle. Die für die eutektoiden Umwandlung des Austenits wesentlichen Vorgänge laufen im Temperaturbereich zwischen 800 °C und 500 °C ab (DIN EN 10293:2005), sodass die Abkühlung in diesem Bereich, insbesondere in der Schweißtechnik, durch die sogenannte $t_{8/5}$ -Abkühlzeit beschrieben wird.

Durch bestimmte Legierungselemente können die Effekte höherer Abkühlgeschwindigkeiten noch verstärkt werden, sodass metallische Grundmassen wie in Abbildung 1.58 dargestellt (Wolters 1989) aus:

- Perlit,
- Bainit,
- Martensit,
- Martensit/Austenit

in einer unbegrenzten Anzahl durch die Variation der Zusammensetzung, die Wahl der Austenitisierungstemperatur und die anschließende Abkühlgeschwindigkeit eingestellt werden können.

Perlit

Die Bildung des Perlits beginnt damit, dass sich Zementit (Fe_3C) an den Korngrenzen des an Kohlenstoff übersättigten Austenits oder an anderen Gitterstörungen

(Schumann, Oettel 2004) bildet und in das Austenitkorn hineinwächst. Wird angenommen, dass bei 800 °C die Dichte des Austenits (0,8 % C) 7644 kg/m³ und die des Zementits (6,67 % C) 7434 kg/m³ (Jablonka et al. 1991) beträgt, so folgt daraus, dass eine Volumeneinheit des Zementits im Vergleich zum Austenit die 8-fache Menge an Kohlenstoff aufnehmen kann. Infolgedessen verarmt die Umgebung um den Zementitkristall herum an Kohlenstoff und wandelt in Ferrit (α -Eisen) um, der in dieser Phase noch an Kohlenstoff übersättigt ist. Aus dem Ferrit diffundiert der Kohlenstoff in den benachbarten Austenit, der dadurch wieder an Kohlenstoff übersättigt wird, sodass der Kristallisationsvorgang von neuem beginnen kann. Damit lässt sich die Lamellenstruktur des Perlits (88 % Ferrit, 12 % Zementit) (Schumann, Oettel 2004) erklären, wobei der Lamellenabstand durch die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs im Austenit bestimmt wird.

Bainit

Der Bainit ist eine Gefügeart, die sich aus dem Austenit bei höheren Abkühlgeschwindigkeiten bildet. Da unter diesen Bedingungen sehr schnell Temperaturen erreicht werden, bei denen die Diffusion des Kohlenstoffs im Austenit nahezu unterbunden ist, läuft der Zerfall des Austenits sehr langsam ab, sodass von Korngrenzen und Gitterstörungen aus, durch Umklappvorgänge an Kohlenstoff stark übersättigte Ferritkristalle (Schumann, Oettel 2004) entstehen und auch weiter wachsen. Da allerdings die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs im Ferrit deutlich höher ist als im Austenit kann sich der Kohlenstoff jetzt als Zementit in kugelförmiger bis länglicher Form ausscheiden. Die kleinen Ferritkristalle sind umso feiner verteilt, je tiefer die Bildungstemperatur des Bainits liegt. Aus dem Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU-Diagramm) in Abbildung 1.58 ist zu erkennen, dass bei der Perlit- und Bainitbildung mit zunehmender Unterkühlung, d. h. bei tieferer Temperatur, die Umwandlung in einem bestimmten Temperaturbereich bereits nach kürzerer Zeit stattfindet und sich von daher die, als Perlit- und Bainitnasen bezeichneten, typischen Umwandlungskurven ergeben. Die Umwandlungsgeschwindigkeit hängt von den Keimbildungsrate und der Keimwachstumsgeschwindigkeit ab. Mit steigender Unterkühlung nimmt die Keimbildungsrate zu, sodass in Temperaturbereichen, in denen die Diffusionsgeschwindigkeit noch hoch ist, die Umwandlung bereits nach kürzerer Zeit beginnt. Bei tieferen Temperaturen ist zwar die Keimbildungsrate noch höher, dafür aber die Diffusionsgeschwindigkeit geringer, sodass sich der Beginn der Umwandlung damit zu längeren Zeiten hin verschiebt.

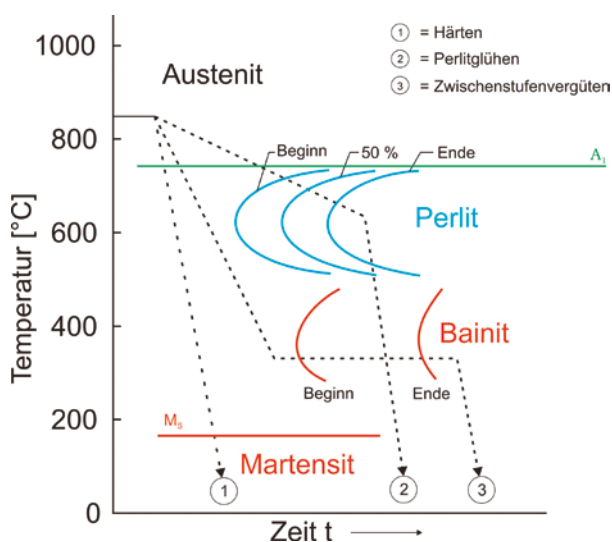


Abb. 1.58: Schematisches ZTU-Schaubild mit eingetragenen Abkühlkurven für verschiedene Wärmebehandlungsverfahren (Wolters 1989)

Martensit

Bei noch höheren Abkühlgeschwindigkeiten wird der Austenit so stark unterkühlt, dass keine Diffusion des Kohlenstoffs mehr stattfindet und der Austenit diffusionslos mit hoher Geschwindigkeit in eine tetragonal verzerrte krz-Struktur umklappt, die als Martensit bezeichnet wird. Durch die martensitische Umwandlung ändert sich die Gestalt des jeweiligen Kristallbereiches, mit der Folge, dass dadurch erhebliche Spannungen hervorgerufen werden, die einer weiteren Martensitbildung entgegenwirken. Dadurch lässt sich erklären, dass neben dem Martensit in unterschiedlichen Gehalten Restaustenit vorliegt. Die Martensitbildung die mit dem Unterschreiten der Martensitstarttemperatur (M_s) beginnt, hängt sehr wesentlich vom Kohlenstoffgehalt (Schumann, Oetzel 2004) ab, da der Kohlenstoff den Austenit stabilisiert und somit die M_s -Temperatur zu tieferen Temperaturen hin verschoben wird.

Da neben dem Kohlenstoff Elemente wie Nickel und Mangan ebenfalls den Austenit stabilisieren, verzögern sie dadurch die eutektoide Umwandlung des Austenits, sodass diese bei tieferen Temperaturen stattfindet, mit der Folge, dass bei entsprechenden Abkühlgeschwindigkeiten stärkere Tendenzen zur Bildung bainitischer und martensitischer Gefügestrukturen bestehen.

Die gezielte Einstellung eines martensitischen Gefüges erfolgt in der Regel im Rahmen einer entsprechen Wärmebehandlung, bei der nach dem Aufheizen in einem ersten Schritt im Verlauf des Austenitisierens (750-1.150 °C) ein möglichst homogenes Ausgangsgefüge eingestellt wird, das dann bei der anschließenden gesteuerten Abkühlung weitgehend gleichmäßig umwandelt. Dabei haben die Austenitisierungstemperatur und die Austenitisierungszeit einen sehr wesentlichen Einfluss auf die Gefügeumwandlungen, die sich während der Abkühlung einstellen:

- **Wachstum der Austenitkörner**
Mit einer höheren Austenitisierungstemperatur geht ein verstärktes Wachstum der Austenitkörner einher. Da aber die Bildung von Perlit und Bainit auf die Existenz von Keimen, unter anderem in Form von Korngrenzen, angewiesen ist, wird mit einer zunehmenden Korngröße die Zahl der Keime geringer, sodass eine verstärkte Tendenz zur Bildung von Martensit zu beobachten ist. Mit einer steigenden Austenitisierungstemperatur wird der Anteil an Martensit größer.
- **Homogenisierung des Austenits**
Mit einer steigenden Austenitisierungstemperatur gehen aber auch Carbide, Nitride und andere Verbindungen in Lösung, die als Gitterstörstellen Keime für die Ausbildung von Perlit und Bainit darstellen. Eine

Verringerung der Anzahl der Keime begünstigt somit ebenfalls eine Tendenz zur Bildung von Martensit. Des Weiteren führen höhere Austenitgehalte zu einer geringeren Martensitstarttemperatur, sodass die Martensitbildung mit den entsprechenden Volumenänderungen bei tieferen Temperaturen beginnt und dadurch die Gefahr von Eigenspannungen und Rissen zunimmt.

- **Mehr gelöster Kohlenstoff**
Je höher die Austenitisierungstemperatur eingestellt wird, desto mehr Kohlenstoff kann in dem Austenit gelöst werden. Dieser Vorgang ist unter zweierlei Aspekten zu bewerten. Ein höherer Kohlenstoffgehalt im Austenit hat einen höheren Kohlenstoffgehalt im Martensit und damit eine größere Härte zur Folge. Unter diesem Aspekt ist z. B. im Hinblick auf eine Verbesserung der Verschleißbeständigkeit eine höhere Austenitisierungstemperatur positiv zu bewerten. Auf der anderen Seite stabilisiert aber ein höherer Kohlenstoffgehalt den Austenit, sodass im Verlauf der Abkühlung nur eine teilweise Martensitbildung stattfindet, mit der Folge, dass unter Umständen größere Anteile an Restaustenit bis auf Raumtemperatur als Gefügebestandteile stabil bleiben und somit zu einer Verringerung der Härte führen.

Auf der Basis der hier vorgestellten Einflussgrößen auf die Gefügebildung von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen und der damit verbunden Änderungen der Werkstoffeigenschaften wird deutlich, welches ausgeprägtes Werkstoffentwicklungspotenzial nach wie vor im Bereich der Eisenbasis-Gusswerkstoffen existiert.

1.3.1.2 Stahlguss

Da für Stahlgusswerkstoffe auf Grund ihrer geringen Kohlenstoffgehalte hohe Schmelztemperaturen typisch sind, werden die Stahlgussorten in der Regel in Induktions- und Elektrolichtbogenöfen geschmolzen.

In dem Portfolio der Eisenbasis-Gusswerkstoffe zeichnen sich die Stahlgusswerkstoffe durch hohe Festigkeitswerte in Kombination mit guten Zähigkeitseigenschaften aus. Auf Grund ihrer Ähnlichkeit zu den Stählen ist ein ganz besonderer Vorteil der Stahlgusswerkstoffe darin zu sehen, dass für die vielfältigsten Anwendungen im Stahlbau-, Fahrzeug- und Anlagenbau Stahlgussorten existieren, die gut mit Stählen verschweißt werden können. Durch die Auswahl und Kombination verschiedener Legierungselemente in Kombination mit entsprechenden Wärmebehandlungen werden Stahlgussstücke mit sehr unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften (DIN EN 10213:2008; 10283:1998; 10293:2005; 10295:2003) hergestellt. Dabei lassen sich die Stahlguss-

werkstoffe in unlegierten und legierten Stahlguss unterteilen, wobei unter den legierten Stahlgusswerkstoffen die Sorten, bei denen der mittlere Gehalt eines einzelnen Legierungselementes über 5 % liegt, noch einmal besonders durch den Buchstaben X an der zweiten Stelle des Kurznamens (GX...) hervorgehoben werden.

Die Eigenschaften der Stahlgusswerkstoffe werden im Wesentlichen durch das Wechselspiel der Elemente Kohlenstoff (C), Silicium (Si), Mangan (Mn), Chrom (Cr), Nickel (Ni), Molybdän (Mo), Vanadium (V), Niob (Nb) sowie Aluminium (Al) und Titan (Ti) in Kombination mit entsprechend auf die Zusammensetzung abgestimmten Wärmebehandlungen definiert. Typische Elementkombinationen für unlegierte und legierte Stahlgusswerkstoffe sind mit den jeweiligen Bandbreiten der Elemente und der Werkstoffeigenschaften in Tabelle 1.5 vergleichend dargestellt. Aus dieser Übersicht ist zu entnehmen, welche prinzipiellen Änderungen in der chemischen Zusammensetzung mit dem Übergang vom unlegierten zum legierten Stahlguss verbunden sind und mit welchen Änderungen der Werkstoffeigenschaften gerechnet werden kann. Die einzelnen Stahlgussorten sind mit

- ihren chemischen Zusammensetzungen,
- den Wärmebehandlungsparametern und
- den mechanischen Eigenschaften

in den entsprechenden Normenwerken im Detail definiert. (DIN EN 10213:2008; 10283:1998; 10293:2005; 10295:2003).

Stahlgussstücke müssen in der Regel wärmebehandelt werden, da sich bei der Erstarrung infolge der geringen Kohlenstoffgehalte und der relativ geringen Abkühlgeschwindigkeiten in einer Sandform grobe Austenitkörner bilden. Aus diesen Austenitkörnern scheidet sich bei einer untereutektoiden Zusammensetzung im Verlauf der Abkühlung bei Temperaturen $< 911\text{ °C}$ (in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt) zuerst Ferrit aus, wobei der restliche Austenit dann bei tieferen Temperaturen im Verlauf der eutektoiden Umwandlung zu Perlit zerfällt. Dieses Gefüge wird traditionell als Widmannstätten'sches Gefüge (Schumann, Oettel 2004) bezeichnet. Im Gegensatz dazu bilden sich bei einer übereutektoiden Zusammensetzung im Verlauf der Abkühlung zuerst Zementitbänder an den Austenitkorngrenzen aus und dann erfolgt im Verlauf der eutektoiden Umwandlung die Bildung des Perlits. In beiden Fällen sind mit diesen Gussgefügen ungenügende mechanische Eigenschaften verbunden, die durch entsprechende Wärmebehandlungen gezielt verbessert werden können. Im Rahmen solcher Wärmebehandlungen werden unter anderem auch die Korngrößen verringert, wobei durch diese Art der Kornfeinung die mechanischen Eigenschaften verbessert werden.

Tab. 1.5: Bandbreiten von chemischen Zusammensetzungen diverser Gussstahlsorten

Norm	Chemische Zusammensetzung in Gew. %						Mechanische Eigenschaften		
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	R _m [MPa]	A [%]	KV [J]
Unlegierte Stahlgussorten									
10293	< 0,23	< 0,6	< 1,2				380-750	25-15	35-27
Legierte Stahlgussorten									
10293	0,06-0,45	< 0,6	0,5-1,8	0,8-2,5	0,15-1,20	0,8-4,0	450-1250	24-7	70-15
Ferritisch und martensitische Sorten									
10213	0,06-0,23	< 0,6	0,5-1,6	0,3-2,5	0,20-1,20	0,4-4,0	420-900	24-15	40-27
Legierte Stahlgussorten mit Legierungselementen >5%									
10293	< 0,06	< 1,0	< 1,0	12,0-17,5	0,70-1,50	3,5-6,0	700-1200	15-10	60-27
Ferritische und martensitische Sorten									
10213	< 0,26	< 1,0	< 1,0	4,0-17,0	0,45-1,50	0,8-6,0	630-960	16-15	60-27
Austenitische und austenitisch-ferritische Sorten									
10213	< 0,07	< 1,5	< 2,0	18,0-27,0	2,0-5,0	4,5-30,0	440-850	30-20	80-27

In der DIN EN 10293:2005 sind unter dem Titel „Stahlgussorten für die allgemeine Verwendung“ die unlegierten und die niedriglegierten Stahlgussorten beschrieben, die in der Regel für dynamische und stoßartige Beanspruchungen (Arnold et al. 2004) verwendet werden.

Auf Grund des ausgeprägten Einflusses von Kohlenstoff auf die Festigkeitseigenschaften von Stählen (Schumann, Oettel 2004) werden die mechanischen Eigenschaften der unlegierten Stahlgussorten im Wesentlichen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt (Arnold et al. 2004) eingestellt. Da mit steigenden Kohlenstoffgehalten zwar die Zugfestigkeit und die Streckgrenze ansteigen, dafür aber die Bruchdehnung und die Kerbschlagarbeit abnehmen, sind dem Einsatz von Kohlenstoff Grenzen gesetzt, sodass hohe Festigkeiten bei gleichzeitig hohen Dehnungen über andere Legierungselemente eingestellt werden müssen. Kohlenstoffgehalte werden aber z. B. auch unter dem Aspekt einer verbesserten Schweißbarkeit (Arnold et al. 2004) in betreffenden Stahlgussorten tendenziell abgesenkt und durch höhere Mangangehalte ersetzt. Mangan stabilisiert ähnlich wie Kohlenstoff den Austenit, allerdings ist im Verlauf der Abkühlung in der Schweißnaht und der Wärmeeinflusszone mit einer verringerten Zementitbildung zu rechnen.

Die überwiegend legierten Stahlgusswerkstoffe sind in den Normen:

- DIN EN 10213:2008 Stahlguss für Druckbehälter,
- DIN EN 10283:1998 Korrosionsbeständiger Stahlguss sowie
- DIN EN 10295:2003 Hitzebeständiger Stahlguss

aufgeführt. Durch die Verwendung der Legierungselemente Chrom, Molybdän und Nickel können die Zugfestigkeiten zum Teil unter nicht so starker Abnahme der Dehnungen gesteigert werden, wobei die spezifischen Wirkungen der Elemente im Eisen ausgenutzt werden.

Chrom zeichnet sich dadurch aus, dass es die Kristallstruktur des Eisens stabilisiert. In kohlenstofffreien Eisen-Chrom-Legierungen wird ab Chromgehalten $> 15\%$ (Schumann, Oettel 2004) das Existenzgebiet des Austenits abgeschnürt, sodass die ferritische Struktur über den gesamten Temperaturbereich erhalten bleibt. Im Dreistoffsystem Eisen-Kohlenstoff-Chrom führen höhere Chromgehalte dazu, dass bereits bei deutlich geringeren Kohlenstoffgehalten Carbide und Perlit im Gefüge auftreten, als nach dem reinen Eisen-Kohlenstoff-Diagramm zu erwarten wäre.

Molybdän ist ein Element, das wie Chrom das Existenzgebiet des Austenits (Röhrig, Wolters 1970) einschnürt. Im reinen System Eisen-Molybdän kann bereits ab Molybdängehalten von $1,8\%$ mit einer rein ferritischen Struktur

gerechnet werden. Im Dreistoffsystem Eisen-Kohlenstoff-Molybdän wird dementsprechend das Existenzgebiet des Austenits bereits ab Molybdängehalten von 2% sehr deutlich verringert. Molybdän wird in der Regel zur Erhöhung der Warmfestigkeit von Stählen eingesetzt, wobei gelöstes Molybdän die Festigkeit des Ferrits erhöht.

Im Gegensatz zu Chrom und Molybdän ist Nickel ein Element, das den Austenit stabilisiert, sodass die eutektoide Umwandlung bei deutlich tieferen Temperaturen stattfindet. Ab Nickelgehalten > 6 bis 7% kann damit gerechnet werden, dass der Austenit diffusionslos in einen übersättigten, metastabilen kubischen Martensit umwandelt, der die gleiche Zusammensetzung wie der Austenit (Schumann, Oettel 2004) hat, aus dem er entsteht. Bei kohlenstoffarmen Stählen wird durch Nickelgehalte um ca. 18% erreicht, dass sich im Verlauf einer Abkühlung nach einer Wärmebehandlung bei 800 °C ab ca. 200 °C ein weicher Nickelmartensit (Vetter et al. 1985) aus dem Austenit bildet. Von daher wird Nickel allgemein zur Steigerung der Zähigkeit verwendet.

Vanadium, Niob und Titan sind neben ihrer Eigenschaft als gelöste Elemente im Eisen darüberhinaus auch Elemente, mit denen über die Ausscheidung von Carbiden und Nitriden ein feineres Gefüge mit kleineren Körnern eingestellt werden kann, sodass über den Mechanismus der Kornfeinung eine entsprechende Festigkeitssteigerung erreicht und gleichzeitig der Zähigkeitsabfall in gewissen Grenzen kompensiert werden kann.

Die nach ihren Einsatzgebieten definierten, legierten Stahlgussorten werden in den Normwerken wie folgt unterteilt:

- Stahlguss für Druckbehälter (DIN EN 10213:2008)
 - ferritisch und martensitische Sorten
 - austenitisch und austenitisch-ferritische Sorten
- Korrosionsbeständiger Stahlguss (DIN EN 10283:1998)
 - martensitische Sorten
 - austenitische Sorten
 - voll austenitische Sorten
 - austenitisch-ferritische Sorten
- Hitzebeständiger Stahlguss (DIN EN 10295:2003)
 - ferritische und austenitisch-ferritische Sorten
 - austenitische Sorten
 - Nickel- und Cobaldbasislegierungen

Die unterschiedlichen Gefügearten, mit den daraus resultierenden Werkstoffeigenschaften, werden im Wesentlichen über die Gehalte an Chrom und Nickel sowie an weiteren Legierungselementen (in geringeren Gehalten) bestimmt. Die Gefügearten in Abhängigkeit von den ferrit- und austenitbildenden Elementen (Heimann et al. 1985) können in übersichtlicher Form mit Hilfe des Schaeffler-

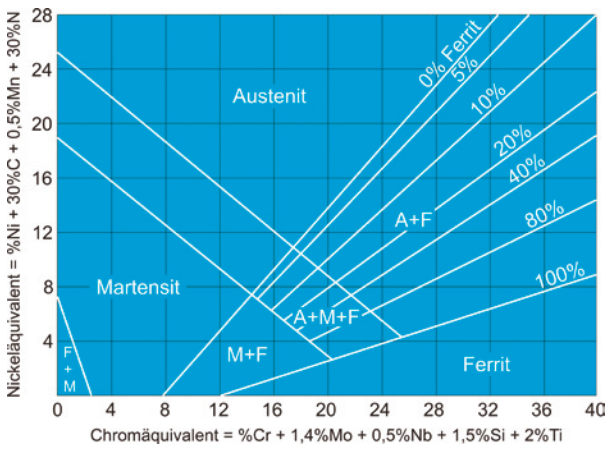


Abb. 1.59: Gefügediagramm nach Schaeffler für nichtrostende Stähle nach (Heimann et al. 1985)

Diagramms (Abb. 1.59) dargestellt werden. Obwohl das Diagramm normalerweise dafür benutzt wird, um Gefügezusammensetzungen abzuschätzen, die sich nach dem Schweißen im Verlauf einer schnellen Abkühlung von hohen Temperaturen bilden, kann es aber auch in 1. Näherung zur Abschätzung von Gefügezusammensetzungen beim Stahlguss genutzt werden.

Die Ausführungen zum Thema Stahlgusswerkstoffe zeigen, dass es sich hierbei von der Zusammensetzung und den mechanischen Eigenschaften her um sehr unterschiedliche Werkstoffe handelt, die durch entsprechende Wärmebehandlungen in ihren Eigenschaften in einem weiten Bereich gezielt eingestellt werden können.

1.3.1.3 Gusseisen mit Lamellengraphit

Gusseisen mit Lamellengraphit wird in Kupolöfen und Induktionsöfen mit Abstichtemperaturen um 1.450 bis 1.500 °C erschmolzen und in der Regel in Sandformen abgegossen. In Tabelle 1.6 sind verschiedene Eigenschaften diverser Gusseisenwerkstoffe (DIN EN 1561:1997; 1562:2006; 1563:2005; 1564:2006; 13835:2006) vergleichend aufgetragen.

Der Werkstoff Gusseisen mit Lamellengraphit wird mit seinen Eigenschaften in der Norm DIN EN 1561:1997 beschrieben und hat seinen Namen daher, dass sich der Graphit im Verlauf der eutektischen Erstarrung lamellenförmig ausbildet. Gemäß dieser Norm erfolgt die Werkstoffbezeichnung für Gusseisen mit Lamellengraphit entweder nach der Zugfestigkeit oder nach der Härte, wobei beide Größen miteinander in einem proportionalen, nicht linearen Zusammenhang stehen, der im Anhang der Norm erläutert wird. Im Gegensatz zu den Definitionen bei den Stahlgusswerkstoffen sind in der Norm für Gusseisen mit Lamellengraphit keine Angaben zu der chemischen Zusammensetzung enthalten.

Der Hintergrund dafür, dass die chemische Zusammensetzung nicht definitiv für eine bestimmte Gusseisensorte festgelegt wird, ist darin zu sehen, dass die Festigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit sehr wesentlich von der Abkühlgeschwindigkeit, d. h. der Wandstärke eines Gussstückes bestimmt wird. Zur Einstellung derselben gewünschten Festigkeit muss bei einem Gussstück mit ei-

Tab. 1.6: Eigenschaften unterschiedlicher Gusseisenwerkstoffe

Normen oder sonstige Regelwerke	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Bruchdehnung A [%]	Elastizitätsmodul E [kN/mm ²]	Wärmeleitfähigkeit λ [W/mK]	Spez. elektrischer Widerstand ρ [$\mu\Omega m$]
Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL)					
DIN EN 1561	150 – 450	0,8 – 0,3	78 – 143	50 – 43,5	0,80 – 0,67
Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS)					
DIN EN 1565	300 – 900	22 – 2	169 – 176	36,2 – 31,1	0,50 – 0,54
Gusseisen mit Vermiculargraphit (GJV)					
DIN EN 16079	300 – 575	1,5 – 0,5	140 – 185	45 – 35	
Austenitisches Gusseisen (GJSA)					
DIN EN 13835	170 – 500	2 – 25	85 – 150	39 – 12,6	1,0 – 1,6
Bainitisches Gusseisen (GJS)					
DIN EN 1564	800 – 1.400	8 – 1			
Weißer Temperguss (GJMW)					
DIN EN 1562	350 – 550	7 – 4			
Schwarzer Temperguss (GJMB)					
DIN EN 1562	300 – 800	10 – 1	175 – 195	50 – 63	

ner dicken Wandstärke ein geringerer Sättigungsgrad gewählt werden als bei einem Gussstück mit einer dünnen Wandstärke. Dieser Umstand ist darauf zurückzuführen, dass beim Gusseisen mit Lamellengraphit die Festigkeit sehr wesentlich durch die Graphitbildung (Björkegren 1993; Siefer 1996; Deike 2000; Stets et al. 2008) und damit verbundene Kerbwirkungen bestimmt wird. Von daher ist zu erklären, dass die Festigkeit mit einem geringeren Sättigungsgrad, d. h. geringerem Anteil an Graphit zunimmt. In diesem Zusammenhang ist allerdings auch darauf hinzuweisen, dass mit zunehmender Festigkeit der E-Modul steigt, sodass unter Umständen beachtet werden muss, dass höhere Gussspannungen auftreten können.

Auf Grund der sehr großen Bedeutung der Graphitbildung wird die Mikrostruktur des Graphits als ein Qualitätsmerkmal in Gusseisenwerkstoffen (DIN EN ISO 945-1:2008) nach der Form, Anordnung und Größe klassifiziert. Bei Gussstücken mit dünnen Wandstärken besteht auf Grund der hohen Abkühlgeschwindigkeit die Gefahr, dass infolge von Unterkühlungseffekten bei der eutektischen Erstarrung ungleichmäßige Graphitanordnungen (Typ B bis Typ E) (DIN EN ISO 945-1:2008) bis hin zur Bildung von Zementit auftreten, mit der Folge einer deutlichen Verschlechterung der Festigkeitseigenschaften. Durch eine Erhöhung des Sättigungsgrades, über einen höheren Gehalt an Kohlenstoff und/oder Silicium wird die Kristallisation des Graphits gefördert. Dabei ist aber, insbesondere in dünnen Wandstärken die Ausbildung des Graphits noch zusätzlich auf die definierte Zugabe von Kristallisationskeimen (FeSi-Basislegierungen mit diversen schwefel- und sauerstoffaffinen Begleitelementen wie Barium (Ba), Zirkon (Zr), Cer (Ce) usw.) im Rahmen des Impfens (vgl. Kap. 1.2.2.1) angewiesen.

In Gusstücken mit dicken Wandstärken erfolgt die Erstarrung wesentlich langsamer, sodass die Diffusionszeit für den Kohlenstoff lang genug ist, um sich an bereits vorhandenen Graphit anzulagern und entsprechend zu wachsen. Unter solchen Bedingungen sind hinsichtlich der Festigkeit eher geringere Kohlenstoffgehalte von Vorteil, da es ansonsten zu einer größeren Graphitbildung, mit entsprechend negativen Auswirkungen auf die Festigkeitseigenschaften kommen könnte.

In diesem Zusammenhang sei auf ein Phänomen hingewiesen, dass die Gusseisenwerkstoffe von vielen anderen metallischen Werkstoffen unterscheidet. In der Regel gilt, dass eine höhere Wärmeleitfähigkeit ebenfalls mit einer höheren elektrischen Leitfähigkeit einhergeht. Ein Vergleich der entsprechenden Werte zwischen Gusseisen mit Lamellengraphit und Gusseisen mit Kugelgraphit in Tabelle 1.6 zeigt, dass dieser Zusammenhang bei den Gusseisenwerkstoffen nicht gilt. Diese Tatsache ist darauf

zurückzuführen, dass bei den Gusseisenwerkstoffen die Wärmeleitfähigkeit über den Graphit erfolgt und die elektrische Leitfähigkeit durch die Struktur der metallischen Matrix bestimmt wird. Von daher sind größere Graphitlamellen durchaus dort erwünscht, wie z. B. bei Bremscheiben, wo es darum geht, Wärme möglichst schnell abzuleiten. Unter solchen Bedingungen muss allerdings in Kauf genommen werden, dass die elektrische Leitfähigkeit schlechter ist, was allerdings im Fall der Bremscheiben keine so große Rolle spielt.

Durch die eutektische Erstarrung wird die Form, Anordnung und Größe des Graphits festgelegt und sofern die Gusstücke im Weiteren nicht wärmebehandelt werden, bleibt die Struktur des Graphits bis zur Abkühlung auf Raumtemperatur erhalten. Im Verlauf der Abkühlung ist der Graphit noch bis zur eutektoiden Umwandlung von Austenit umgeben, der im Wesentlichen im Verlauf der eutektoiden Umwandlung zerfällt. Die Art und Weise der eutektoiden Umwandlung beeinflusst dabei sehr wesentlich die Festigkeit, aber ganz besonders die Härte der grauerstarrten Gusseisenwerkstoffe. Erfolgt die Erstarrung nach dem metastabilen System mit der Bildung von Perlit, was in vielen Fällen gewünscht wird, ist damit eine höhere Festigkeit verbunden, als bei der Erstarrung nach dem stabilen System unter der Bildung von Ferrit und Graphit. In Abbildung 1.56 a ist das Gefüge eines Gusseisens mit Lamellengraphit dargestellt, das durch die metastabile eutektoide Umwandlung vollständig perlitisch ausgebildet ist. Bei dem auffällig orangefarbenen Kristall handelte sich um Titancarbid, das sich im Verlauf der Erstarrung gebildet hat. Für Gusseisen mit Lamellengraphit sind Kohlenstoffgehalte von ca. 3,3 %, Siliciumgehalte von ca. 2 %, Mangangehalte von ca. 0,8 % und Schwefelgehalte von 0,1 % nicht untypisch. In vielen Fällen wird mit Hilfe eines höheren Mangangehaltes die metastabile eutektoide Umwandlung gefördert, wobei Mangan den Austenit stabilisiert und über diesen Weg die eutektoide Umwandlungstemperatur zu tieferen Temperaturen verschiebt, sodass auf Grund der verschlechterten Diffusionsbedingungen die Umwandlung nur noch metastabil ablaufen kann. Wie bereits zu Beginn der Ausführungen berichtet, kann dieser Effekt auch mit Legierungselementen (Zinn, Kupfer, Antimon usw.) erreicht werden, die die Diffusion des Kohlenstoffs behindern bzw. gänzlich blockieren. Darüberhinaus haben die Legierungselemente im Gusseisen mit Lamellengraphit tendenziell die gleichen Wirkungen wie in anderen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, wobei im Hinblick auf die Abschätzung potenzieller Reaktionen immer die Tatsache berücksichtigt werden muss, dass in dem Gefüge elementarer Graphit ($a_c = 1$) existiert.

Über die Anwendung von Spuren- und Legierungselementen (Deike 1999), besteht beim Gusseisen mit Lamellengraphit noch ein erhebliches Optimierungspotenzial, dass für zukünftige Entwicklungen genutzt werden kann. Höhere Festigkeiten in Kombination mit der guten Dämpfungsfähigkeit des Gusseisens mit Lamellengraphit könnten insbesondere unter wirtschaftlichen Aspekten für zukünftige Anwendungen im Bereich des Motorenbaus eine nicht unerhebliche Rolle spielen.

1.3.1.4 Gusseisen mit Kugelgraphit

Gusseisen mit Kugelgraphit wird ähnlich wie Gusseisen mit Lamellengraphit in Kupolöfen und Induktionsöfen erschmolzen, wobei Gießereien mittlerer Größe die Elektroschmelztechnik bevorzugen, da der chargenweise Schmelzprozess mit einer deutlich höheren Flexibilität verbunden ist. Im Vergleich zu Gusseisen mit Lamellengraphit sind beim Gusseisen mit Kugelgraphit die Abstichttemperaturen mit 1.500 bis 1.550 °C höher, da das flüssige Eisen anschließend noch einer Mg-Behandlung zur Entfernung des Schwefels unterzogen wird, die mit einem Temperaturverlust verbunden ist.

Der Werkstoff Gusseisen mit Kugelgraphit wird mit seinen Eigenschaften in der Norm DIN EN 1563:2005 beschrieben und hat seinen Namen daher, weil sich der Graphit im Verlauf der eutektischen Erstarrung kugelförmig (Abbildung 1.56c) ausbildet. Gemäß dieser Norm erfolgt die Werkstoffbezeichnung für Gusseisen mit Kugelgraphit entweder nach der Zugfestigkeit oder nach der Härte, wobei beide Größen miteinander in einem proportionalen, nicht linearen Zusammenhang stehen, der ebenfalls wie beim Gusseisen mit Lamellengraphit im Anhang der Norm erläutert wird.

Der Erfolg des Gusseisens mit Kugelgraphit ist unter anderem darauf zurückzuführen, dass dieser Werkstoff mit einem Verhältnis von Streckgrenze zu Zugfestigkeit in der Größenordnung von 0,6 bis 0,7 im Vergleich zum Stahl mit 0,44 bis 0,53 ein günstigeres Verhältnis (Bartels et al. 2007) aufweist, sodass mit dem Einsatz von Gusseisen mit Kugelgraphit wirtschaftliche Vorteile gegenüber Stahlguss sowie Schmiede- und Walzstählen verbunden sind. Aus Tabelle 1.6 ist zu entnehmen, dass die Festigkeiten und Bruchdehnungen von Gusseisen mit Kugelgraphit deutlich über denen von Gusseisen mit Lamellengraphit liegen, was darauf zurückzuführen ist, das durch die kugelige Ausbildung, die vom Graphit ausgehenden Kerbwirkungen deutlich geringer sind, was in Kombination mit einer ferritischen oder auch perlitischen metallischen Matrix im Wesentlichen den qualitativen Unterschied dieser beiden Werkstoffe ausmacht.

In der Norm für Gusseisen mit Kugelgraphit sind auf Grund der Tatsache, dass die Kristallisation des Graphits ebenfalls durch die Wanddicken, d. h. die Abkühlgeschwindigkeiten beeinflusst wird, keine definierten chemischen Zusammensetzungen für die verschiedenen Werkstoffsorten angegeben. So darf z. B. bei der Herstellung von Gussstücken mit dicken Wandstärken der Kohlenstoffgehalt nicht zu hoch eingestellt werden, da ansonsten mit dem Aufsteigen der Graphitkugeln in der Schmelze, der sogenannten Flotation zu rechnen ist. Gusseisen mit Kugelgraphit wird sehr häufig mit eutektischer und zum Teil auch übereutektischer Zusammensetzung hergestellt. Ein sehr großer Anteil des Gusseisens mit Kugelgraphit wird auf Grund der gewünschten höheren Dehnung mit einer ferritischen Matrix hergestellt, sodass mit Kohlenstoffgehalten von ca. 3,5 % und Si-Gehalten von ca. 2,5 % die Gehalte dieser beiden Elemente tendenziell über den entsprechenden Gehalten beim Gusseisen mit Lamellengraphit liegen. Im Vergleich dazu liegen die Mn-Gehalte mit ca. < 0,2 %, die Phosphorgehalte mit ca. < 0,03 % und die Schwefelgehalte mit möglichst deutlich < 0,02 % unter den entsprechenden Gehalten des Gusseisens mit Lamellengraphit. Ein eindeutiges Indiz für ein Gusseisen mit Kugelgraphit ist aber von der chemischen Zusammensetzung her ein Mg-Gehalt in der Größenordnung von 0,04 %. Die Relevanz dieser neben Kohlenstoff und Silicium wichtigen Begleitelemente lässt sich wie folgt erklären.

Die Bildung von kugelförmigem Graphit findet nur bei äußerst geringen Schwefelgehalten statt, wobei eine wirklich eindeutige Erklärung für diese Voraussetzung nicht existiert. Wird einerseits angenommen, dass Schwefel als oberflächenaktives Element das Wachstum des Graphits (Minkoff 1983) beeinflusst, so ist Schwefel andererseits ein Element, dass die Oberflächenspannung (Deike 1999; Lee, Morita 1999) von Eisen-Kohlenstoff-Schmelzen deutlich herabsetzt und von daher die Kristallisation des Graphits beeinflussen kann. Bei der Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit wird der in der Schmelze befindliche Schwefel mit Hilfe von Magnesium im Verlauf der Magnesiumbehandlung abgebunden und auf diese Weise der freie Schwefelgehalt reduziert. Von daher sind die höheren Mg-Gehalte typische Indizien in Legierungen, aus denen Bauteile aus Gusseisen mit Kugelgraphit gefertigt werden. Bei zu hohen Mg-Gehalten kann unter Umständen mit einer deutlichen Tendenz zur metastabilen eutektischen Erstarrung gerechnet werden.

Phosphor ist ein Element, das die Festigkeit und die Härte durch Mischkristallverfestigung (Siefers 1996; Hasse 1996) erhöht, aber die Dehnung verringert, sodass bei den ferritischen Sorten auf möglichst geringe Phos-

phorgehalte geachtet werden sollte. Darüberhinaus können sich durch Phosphorseigerungen in der Restschmelze spröde Phosphidausscheidungen bilden.

Mangan ist wie bereits mehrfach diskutiert, ein Element, das den Austenit stabilisiert und die eutektoide Umwandlung zu tieferen Temperaturen verschiebt und auf diese Weise die metastabile eutektoide Umwandlung mit der Bildung von Perlit fördert. Von daher müssen bei der Herstellung ferritischer Sorten die Mangangehalte möglichst niedrig eingestellt werden und können bei den perlitischen Sorten dagegen etwas höher liegen.

Bei der Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit wird die Schmelze nach der Mg-Behandlung geimpft, um auf diese Weise die Unterkühlung im Verlauf der eutektischen Erstarrung zu verringern und die Ausscheidung von Graphit nach dem stabilen System zu fördern. Im Weiteren laufen dann vom Prinzip her dieselben Vorgänge bei der eutektoiden Umwandlung ab, wie bereits beim Gusseisen mit Lamellengraphit beschrieben. In diesem Zusammenhang spielt die Kugelzahl eine nicht unerhebliche Rolle. Bei einer hohen Kugelzahl sind dementsprechend die Abstände zwischen den Kugeln relativ gering, d. h. die Diffusionswege für den Kohlenstoff kurz, sodass im Verlauf der eutektoiden Umwandlung mit einer Tendenz zur stabilen Umwandlung gerechnet werden kann. Bei einer kleineren Kugelzahl sind die Abstände zwischen den Kugeln größer und damit die Diffusionswege länger, sodass nur die Bereiche in direkter Nähe der Kugeln nach dem stabilen System umwandeln können. In den weiter entfernten Bereichen erfolgt die Umwandlung entsprechend dem metastabilen System und auf diese Weise entstehen in einer überwiegend perlitischen Matrix die typischen auch als „Ochsenaugen“ bezeichneten ferritischen Säume um die Graphitkugeln herum.

An dieser Stelle ist ebenfalls ersichtlich, dass mit dem gezielten Einsatz von Legierungselementen ein weites Eigenschaftsprofil beim Gusseisen mit Kugelgraphit abgedeckt werden kann.

1.3.1.5 Sonderwerkstoffe auf der Basis von Gusseisen mit Kugelgraphit

Zu den Sonderwerkstoffen auf der Basis von Gusseisen mit Kugelgraphit zählt das austenitische Gusseisen mit Kugelgraphit (DIN EN 13835:2006; Röhrig 2005), das sich bei Kohlenstoffgehalten $< 3\%$, Siliciumgehalten bis zu 6% , Mangangehalten bis zu 7% im Wesentlichen durch Nickelgehalte bis zu 36% auszeichnet. Die austenitischen Gusseisensorten mit Kugelgraphit die auch unter dem Handelsnamen „Ni-Resist“ bekannt sind, zeichnen sich durch eine gute Korrosions-, Hitze- und Zunderbeständig-

keit aus. Gemäß dem Schaeffler-Diagramm (Abb. 1.159) wird durch die hohen Nickelgehalte der Austenit stabilisiert. In den Fällen, in denen nicht die Korrosions- und Hitzebeständigkeit im Vordergrund steht, kann Nickel teilweise durch Mangan ersetzt werden.

Zu den modernen Werkstoffen aus dem Bereich des Gusseisens mit Kugelgraphit gehört das in der DIN EN 1564:2006 definierte bainitische Gusseisen, das auch unter dem Namen ADI (Austempered Ductile Cast Iron) bekannt ist. Durch eine entsprechende Glühbehandlung können Festigkeitswerte bis zu 1.400 MPa eingestellt werden. Im Vergleich zu den normalen Sorten von Gusseisen mit Kugelgraphit zeichnen sich die bainitischen Sorten durch tendenziell etwas geringere Kohlenstoffgehalte von ca. 2% bei Siliciumgehalten zwischen 2 bis 3% (Kiguchi, Magata 2001) aus. Andere Legierungselemente liegen in der normalen Größenordnung von Gusseisen mit Kugelgraphit, wobei aber auch durch gezielte Legierungsmaßnahmen (Liu, Elliott 1999) auf die im Verlauf der Wärmebehandlung ablaufenden Umwandlungen und damit verbundenen Gefügeausbildungen und Werkstoffeigenschaften Einfluss genommen werden kann. Im Rahmen der Wärmebehandlung (Kiguchi, Magata 2001; Kovacs 1996; Hayrynen, Keough 2008) wird das Gusseisen mit Kugelgraphit bei Temperaturen zwischen 850 bis 950 °C und auch darüber austenitisiert, anschließend schnell abgekühlt und danach auf einer Umwandlungstemperatur zwischen 250 bis 450 °C gehalten, sodass nach dem Ablauf der Wärmebehandlung die Grundmasse aus nadeligem Ferrit und stabilisierten hochkohlenstoffhaltigen Austenit besteht. Perlit als Gefügebestandteil ist hier unerwünscht, da er sich negativ auf die Festigkeit und Zähigkeit auswirkt. Tritt der Perlit im normalen Gusseisen mit Kugelgraphit möglichst weit entfernt von den Graphitkugeln auf, so bildet er sich im bainitischen Gusseisen in der Nähe der Graphitkugeln (Kovacs 1996). Diese Tatsache ist darauf zurückzuführen, dass sich im Gusszustand um die Kugeln herum ein ferritisches Gefüge (Ochsenaugen) ausbildet und in diesen Bereichen während der Wärmebehandlung nur geringere Mengen an Kohlenstoff aufgenommen werden, sodass der Austenit weniger stark stabilisiert ist und somit nach dem Abschrecken leichter in Perlit umwandelt.

Auch hier zeigt sich, dass in erster Näherung kompliziert wirkende Vorgänge auf einfache prinzipielle Abläufe und Zusammenhänge, die das Diffusionsvermögen des Kohlenstoffs betreffen, zurückgeführt werden können. Dabei sind allerdings die Wechselwirkungen der Elemente untereinander zu berücksichtigen.

1.3.1.6 Gusseisen mit Vermiculargraphit

Gusseisen mit Vermiculargraphit ist ebenfalls ein Werkstoff der in jüngster Zeit verstärkt auf den Markt kommt, wobei dieser Werkstoff erstmals bereits 1955 (Estes, Scheidewind 1955) produziert wurde und 1968 eine Patentanmeldung über ein Verfahren zur gezielten Herstellung von Gusseisen mit Vermiculargraphit (Nechtelberger et al. 1982) erfolgte. Der Werkstoff wird in seinen Eigenschaften in der Norm DIN EN 16079:2012-02 beschrieben. Gusseisen mit Vermiculargraphit zeichnet sich dadurch aus, dass der Kohlenstoff in wurmartiger Form (vermicular) vorliegt. Die Unterteilung der Sorten erfolgt nach der Zugfestigkeit, wobei in den verschiedenen Sorten das Grundgefüge ferritisch bis perlitisch ausgebildet sein kann. Die Graphitbildung muss hauptsächlich der Form III entsprechen, die in der DIN EN ISO 945-1:2008 definiert wird. Dabei darf Kugelgraphit in den Formen V und VI (DIN EN ISO 945-1:2008) bis zu 20 % im Gusseisen mit Vermiculargraphit auftreten.

Im Vergleich zum Gusseisen mit Lamellengraphit zeichnet sich dieser Werkstoff durch höhere Festigkeits-, Dehnungs- und Zähigkeitswerte (Hofmann, Wolf 2001) aus, die auf die wurmartige Ausbildung des Graphits (Abb. 1.55) und die entsprechend eingestellten Gefügestrukturen der metallischen Matrix zurückzuführen sind. Ebenfalls dadurch bedingt zeichnet sich Gusseisen mit Vermiculargraphit im Vergleich zu Gusseisen mit Kugelgraphit (Hofmann, Wolf 2001) durch eine höhere Wärmeleitfähigkeit und eine bessere Temperaturwechselbeständigkeit aus. Auf Grund eines geringeren E-Moduls kann mit einem niedrigeren Eigenspannungsniveau und einer geringeren Verzugs- und Rissneigung gerechnet werden.

Die Herstellung von Gusseisen mit Vermiculargraphit erfolgt über die Einstellung eines definierten Magnesiumgehaltes der nach Abbildung 1.60 höher als bei Gusseisen mit Lamellengraphit aber geringer als bei Gusseisen mit Kugelgraphit (Lampic 1992) sein muss. Die kontrollierte Herstellung von Gusseisen mit Vermiculargraphit kann, neben der definierten Einstellung des Mg-Gehaltes über die Zugabe von Cer (Nechtelberger et al. 1982) aber auch über die gleichzeitige Zugabe von Magnesium und Titan (Dieterle, Thile 1999) erfolgen. Da es sich bei all diesen Elementen um sauerstoff- und schwefelaffine Elemente handelt, liegen die tatsächlichen Reaktionsmechanismen sehr wahrscheinlich in der gegenseitigen Beeinflussung dieser Elemente, in ihren Wirkungen auf den gelösten Sauerstoff und den gelösten Schwefel in einer Gusseisenschmelze begründet. Die in einer Gusseisenschmelze gelösten Elemente Schwefel und Sauerstoff haben wiederum einen großen Einfluss auf die Oberflächenspannung einer Gusseisenschmelze.

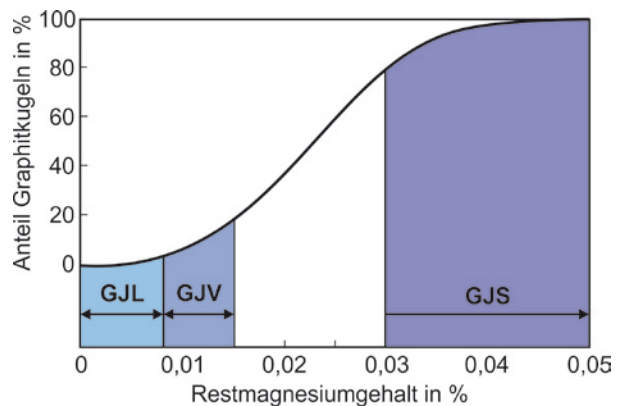


Abb. 1.60: Tendenz zu erwartende Anteile an Graphitkugeln in Abhängigkeit vom Restmagnesiumgehalt im Gusseisen nach (Lampic 1992)

Das Beispiel des Gusseisens mit Vermiculargraphit zeigt, dass in technischen Entwicklungen sehr oft eine lange Zeit von der eigentlichen Entdeckung bis zur technischen Umsetzung benötigt wird, dass sich gute Entdeckungen und Entwicklungen aber letztendlich doch durchsetzen.

1.3.1.7 Temperguss

Temperguss wird ähnlich wie die anderen Gusseisenwerkstoffe in Kupolöfen und Induktionsöfen erschmolzen. Aus Tabelle 1.6 ist zu entnehmen, dass der Temperguss (DIN EN 1562:2006) mit seinen Werkstoffeigenschaften im Bereich des Gusseisens mit Kugelgraphit liegt, was auch der Grund dafür ist, dass mit der zunehmenden Produktion dieses Werkstoffes die Produktion von Temperguss im Verlauf der letzten Jahrzehnte zurückgegangen ist. Temperguss zeichnet sich durch hohe Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften aus, sodass Temperguss häufig für Bauteile verwendet wird, die dynamischen Beanspruchungen (Hübner et al. 2003) ausgesetzt sind.

Die Besonderheit des Tempergusses ist darin zu sehen, dass der Temperrohrguss analytisch so eingestellt wird, dass die eutektische Erstarrung nach dem metastabilen System erfolgt und der Temperguss im Anschluss daran durch eine Wärmebehandlung seine charakteristischen Werkstoffeigenschaften bekommt. Temperrohrguss wird bei ca. 1.050 °C gegläht, sodass sich das Fe_3C im Ledeburit, unter der Ausscheidung von elementarem Graphit, der sogenannten Temperkohle zersetzt. In Abhängigkeit von der Atmosphäre, in der die Glühung durchgeführt wird, spricht man vom weißen (GJMW) und schwarzen (GJMB) Temperguss.

Bei der Herstellung von weißem Temperguss erfolgt das Glühen in einer oxidierenden Atmosphäre, sodass der Kohlenstoff aus der Randzone durch die Reaktion mit dem

Sauerstoff entfernt wird, wobei der Kohlenstoff aus dem Inneren über entsprechende Diffusionsvorgänge nachgeliefert wird. Durch das sich einstellende Kohlenstoffprofil besteht weißer Temperguss im Inneren eines Bauteils aus Perlit und Temperkohle und im äußeren Randbereich im Wesentlichen aus Ferrit. Auf Grund dieser Tatsache zeigt das charakteristische Bruchgefüge einen weißen Randbereich, durch den dieser Temperguss seinen Namen bekommen hat. Durch entsprechende Variationen der Wärmebehandlung können die Werkstoffeigenschaften gezielt eingestellt werden. Durch den Kohlenstoffverlust während der Wärmebehandlung wird der Temperrohrguss mit entsprechend höheren Kohlenstoffgehalten von ca. 3,0 bis 3,5 % bei Siliciumgehalten von 0,8 bis 0,4 % (Gießerei Lexikon 2008) eingestellt.

Im Gegensatz zum weißen Temperguss wird der schwarze Temperguss in einer neutralen Atmosphäre geglüht, sodass der Kohlenstoff im Randbereich nicht oxidiert wird. Temperrohrguss für den schwarzen Temperguss wird von daher mit geringeren Kohlenstoffgehalten (ca. 2,3 bis 2,6 %) und höheren Siliciumgehalten (ca. 1,5 bis 1,2 %) eingestellt. Schwarzer Temperguss wird in der Regel in einem zweistufigen Prozess geglüht. In der ersten Stufe einer Glühbehandlung erfolgt die Zersetzung des Fe_3C unter der Bildung von Temperkohle im Temperaturbereich von ca. 950 °C. Im Anschluss daran erfolgt ein Abschrecken auf ca. 760 °C und ein anschließendes langsames Abkühlen im Bereich der eutektoiden Umwandlung. Durch die Wahl entsprechender Abkühlgeschwindigkeiten in diesem Bereich können ferritische oder perlitische Grundgefüge mit den daraus resultierenden Werkstoffeigenschaften eingestellt werden.

Trotz der Tatsache, dass die Herstellung von Temperguss aus werkstoffkundlicher Sicht höchst interessant ist, hat der Werkstoff im Wesentlichen im Wettbewerb mit Gusseisen mit Kugelgraphit aus wirtschaftlichen Gründen erhebliche Marktanteile verloren. Weißer Temperguss lässt sich gut mit Stahl verschweißen, sodass bei Anwendungen, bei denen es auf diese Eigenschaft ankommt, nicht so schnell mit einer Verdrängung des Tempergusses durch andere Werkstoffe zu rechnen ist.

1.3.1.8 Verschleißbeständige weiße Gusseisenwerkstoffe

Verschleißbeständiges weißes Gusseisen wird in der Norm DIN EN 12513:2000 nach seiner Härte und seiner chemischen Zusammensetzung unterteilt. Verschleißbeständige weiße Gusseisensorten werden im Bergbau, in der Aufbereitungsindustrie, in Walzwerken und vielen anderen Bereichen eingesetzt, in denen es darum geht, eine Beständigkeit gegenüber produktionspezifischen Verschleißvorgängen gewährleisten zu können. In Tabelle 1.7 (Röhrig 2000) sind die wichtigsten verschleißbeständigen Gusseisenwerkstoffe aufgeführt. Im einfachsten Fall wird beim perlitischen Hartguss die gewünschte Härte mit einem untereutektischen Gusseisen und einer schnellen Abkühlung dadurch erreicht, dass ein rein weißerstartes Gefüge eingestellt wird.

Die Härte wird über den Anteil an Fe_3C im Ledeburit eingestellt. In Fällen, in denen Bauteile mit höheren Härtewerten benötigt werden, werden diese Härtewerte im Wesentlichen durch das Legieren von untereutektischen Gusseisen mit Chrom und Nickel eingestellt. In diesen

Tab. 1.7: Verschleißbeständige Gusseisensorten

Lfd. Nr.	Werkstoffgruppe	Typische Legierungselemente	Handelsname	Härte HB	Carbidart ¹⁾	Grundmasse
1	Perlitischer Hartguss (un- oder niedriglegiert)	-	-	bis 480	Fe ₃ C	Perlit
2	Martensitische weiße Gusseisen (mittellegiert)	Ni, Cr	Ni-Hard 1 und 2	bis 700	M ₃ C	Martensit, Austenit
3	Chromgusseisen (hochlegiert)	Cr, Ni, Si Cr, Mo, Ni, Cu	Ni-Hard 4 15-3, 20-2-1	bis 700 bis 850	M ₇ C ₃ , M ₃ C Cr-Sondercarbide	Martensit, Austenit Martensit, Austenit
4	Sondergusseisen	Cr, Mo, Si, Cu, Nb, V, W	-	bis 900	Sondercarbide	Martensit, Austenit, Ferrit

1) Anhaltswerte

2) M = Fe, Cr

Fällen bildet das Chrom mit dem Kohlenstoff in Abhängigkeit von der Zusammensetzung diverse Carbide, die sich durch eine entsprechende Härte auszeichnen. Durch das gleichzeitige Legieren mit Nickel, kann über die Stabilisierung des Austenits die Zähigkeit eingestellt werden. Die Gefügeausbildungen in der Matrix lassen sich in Abhängigkeit von der Zusammensetzung auch hier in erster Näherung anhand des Schaeffler-Diagramms (Abb. 1.59) abschätzen. Für spezielle Anwendungen können diese Legierungen noch mit weiteren Elementen legiert werden. Auf Grund der Vielzahl, der zur Anwendungen kommenden Legierungselemente lassen sich bei diesen Gusseisensorten sehr unterschiedliche Eigenschaften einstellen, die sehr häufig auf spezielle Anwendungsfälle hin optimiert werden.

Literatur zu Kapitel 1.3.1

- Arnold, M.-O.; Escher, C.; Hammelrath, H. et al.: konstruieren+ giesen 29 (2004) 1.
- Bartels, C.; Gerhards, R.; Hanselka, H. et al.: konstruieren + gießen 32 (2007) 2.
- Björkegren, L.E.; Koos, R.: Gießerei 80 (1993) 24, S. 827 – 835.
- Deike, R.: Gießerei 86 (1999) 6, S. 175 – 182.
- Deike, R.; Engels, A.; Hauptvogel; F. et al.: konstruieren + gießen 25 (2000) 2.
- Dieterle, U.; Thiele, W.: Gießerei 86 (1999) 7, S. 24 – 30.
- Döpp, R.: Contribution to the development of cast materials. Proc. 66th World Foundry Congress, Istanbul, Türkei, 2004.
- Estes, J.W.; Scheidewind, R.: Transactions of the American Foundrymen's Society 63 (1955), S. 541 – 552.
- Gießerei Lexikon, Fachverlag Schiele & Schön GmbH, Berlin 2008.
- Hasse, S.: Duktiles Gusseisen. Verlag Schiele & Schön Berlin, 1996.
- Hayrynen, K. L.; Keough, J. R.: Transactions of the American Foundry Society (2008) 08-135.
- Heimann, W.; Oppenheim, R.; Weßling, W.: Werkstoffkunde Stahl, Bd.2 Anwendung, Springer Verlag, Berlin 1985.
- Hofmann, E.; Wolf, G.: Gießereiforschung 53 (2001) 4, S.131-151
- Horstmann, D.: Das Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff. 5. Aufl., Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1985.
- Hübner, P.-V.; Pusch, G.; Liesenberg, O.; Döpp, R.: konstruieren + gießen 28 (2003) 3, S. 18 – 25.
- Jablónka, A.; Harste, K.; Schwerdtfeger, K.: steel research 62 (1991) 1, S. 24 – 33.
- Janovak, J. F.; Gundlach, R. B.: Gießerei-Praxis (1983) 15/16, S. 223 – 242.
- Johnson, W.C.; Kovacs, B.V.: Metallurgical Transactions A, 9A (1978), S. 219 – 229.
- Kiguchi, S.; Magata, A.: Int. J. Cast Metals Res. (2001) 14, S. 53 – 58.
- Kovacs, B.V.: konstruieren + gießen 21 (1996) 3, S. 4 – 9.
- Lampic, M.: Titel. Gießerei 79 (1992) 2, S. 872 – 878.
- Lee, M.; Morita, K.: steel research 73 (2002) 9, S. 367 – 372.
- Liu, J.; Elliott, R.: Int. J. Cast Metals Res. (1999) 12, S. 189 – 195.
- Lux, B.; Minkoff, I.; Mollard, F. (Hrsg.): The Metallurgy of Cast Iron. Proc. of the 2nd Int. Sym. on the Metallurgy of Cast Iron, Genf 1974.
- Minkoff, I.: The Physical Metallurgy of Cast Iron. John Wiley and Sons, New York 1983.
- Myronova, O.: pers. Mitteilung, 2009.
- Nechtelberger, E.; Puh, H.; von Nesselrode, J. B.: Gießerei-Praxis (1982) 23/24, S. 376 – 396.
- Neumann, F.; Schenk, H.; Patterson, W.: Gießerei 47 (1960) 2, S. 25 – 32.
- Röhrig, K.; Wolters, D.: Legiertes Gusseisen. Bd.1, Gießerei-Verlag GmbH, Düsseldorf 1970.
- Röhrig, K.: Verschleißbeständige weiße Gußeisenwerkstoffe. Zentrale für Gussverwendung, Düsseldorf 2000.
- Röhrig, K.: konstruieren + gießen 29 (2004) 1, S. 2 – 33.
- Schumann, H.; Oettel, H.: Metallographie. Wiley-VCH, 2004.
- Siefer, W.: konstruieren + gießen 21 (1996) 4, S. 4 – 15.
- Sommerfeld, A.; Böttger, B.; Tonn, B.: J. Mater. Sci. Technol. 24 (2008) 3.
- Stets, W.; Lötschert, A.; Wolf, G.: Gießerei 95 (2008) 1, S. 42 – 57.
- Vetter, K.; Gondolf, E.; Steinen, A. von: Werkstoffkunde Stahl, Bd.2 Anwendung, Springer Verlag Berlin, 1985
- Wolters, B.: konstruieren + giesen 14 (1989) 1, S. 1 – 17.

Normen

<i>DIN EN 1561:1997</i>	Gusseisen mit Lamellengraphit. Beuth-Verlag, Berlin 1997.	<i>DIN EN 10283:1998</i>	Korrosionsbeständiger Stahlguss. Beuth-Verlag, Berlin 2998.
<i>DIN EN 1562:2006</i>	Temperguss. Beuth-Verlag, Berlin 2006.	<i>DIN EN 10295:2003</i>	Hitzebeständiger Stahlguss. Beuth-Verlag, Berlin 2003.
<i>DIN EN 1563:2005</i>	Gusseisen mit Kugelgraphit. Beuth-Verlag, Berlin 2005.	<i>DIN EN 12513:2000</i>	Verschleißbeständige Eisen. Beuth-Verlag, Berlin 2000.
<i>DIN EN 1564:2006</i>	Bainitisches Gusseisen. Beuth-Verlag, Berlin 2006.	<i>DIN EN 13835:2006</i>	Austenitische Gusseisen. Beuth-Verlag, Berlin 2006.
<i>DIN EN 10020:2000</i>	Begriffsbestimmungen für die Einteilung der Stähle. Beuth-Verlag, Berlin 2000.	<i>DIN EN 16079: 2012-02</i>	Gusseisen mit Vermiculargraphit. Beuth-Verlag, Berlin 2012.
<i>DIN EN 10293:2005</i>	Stahlgussorten für die allgemeine Verwendung. Beuth-Verlag, Berlin 2005.	<i>DIN EN ISO 945-1:2008</i>	Mikrostruktur von Gusseisen, Teil 1: Graphit-Klassifizierung. Beuth-Verlag, Berlin 2008.
<i>DIN EN 10213:2008</i>	Stahlguss für Druckbehälter. Beuth-Verlag, Berlin 2008.		

1.3.2 Nichteisen-Gusswerkstoffe

1.3.2.1 Aluminiumbasis-Gusswerkstoffe

Sebastian F. Fischer, Christian Oberschelp

Mit einem Anteil von ca. 7,57 Massenprozent ist Aluminium das dritthäufigste Element und das häufigste Metall der Erdkruste. Auf Grund seines unedlen Charakters kommt es nahezu nur in gebundener Form vor, z.B. als Alumosilikat (z.B. Feldspat oder Zeolithe) oder Aluminiumoxid. Als Ausgangsmaterial für die wirtschaftliche Aluminiumgewinnung ist jedoch nur Bauxit von Bedeu-

tung. Nach dem Aufschluss mit Natronlauge wird das Aluminium unter einem relativ hohen Energieeinsatz (12,9 kWh/kg Al) mittels Schmelzflusselektrolyse gewonnen (Dienhart 2003). Tabelle 1.8 fasst einige wichtige physikalische Kenndaten von reinem Aluminium zusammen.

Aluminiumwerkstoffe werden in der Automobilindustrie, im Schiffbau, in der Luft- und Raumfahrt, im allgemeinen Maschinenbau und in der Elektroindustrie eingesetzt. In der Automobilindustrie dienen Aluminiumlegierungen unter anderem zur Herstellung von Zylinderkurbelgehäusen, Zylinderköpfen, Kolben, Fahrwerksbauteile, Karosserien und Strukturbauteilen. Die geringe Dichte von ca. 2,7 g/cm³ und die günstigen Festigkeitseigenschaf-

Eigenschaft	Wert	Einheit
Chemisches Symbol	Al	-
Dichte	2,7	g/cm ³
Gitterstruktur	kfz	-
E-Modul, polykristallin	70	GPa
Schubmodul	25,5	GPa
Schmelzpunkt	660	°C
Siedepunkt	2.470 °C	°C
Spez. Wärmekapazität bei 20 °C	0,879	kJ/kgK
Schmelzwärme	10,7	kJ/mol
Spez. Schmelzwärme	398	kJ/kg
Wärmeleitfähigkeit	235	W/mK
Wärmeausdehnungskoeffizient	23,1 · 10 ⁻⁶	1/K
Standardpotenzial	-1,66	V

Tab. 1.8: Physikalische Kenndaten von reinem Aluminium

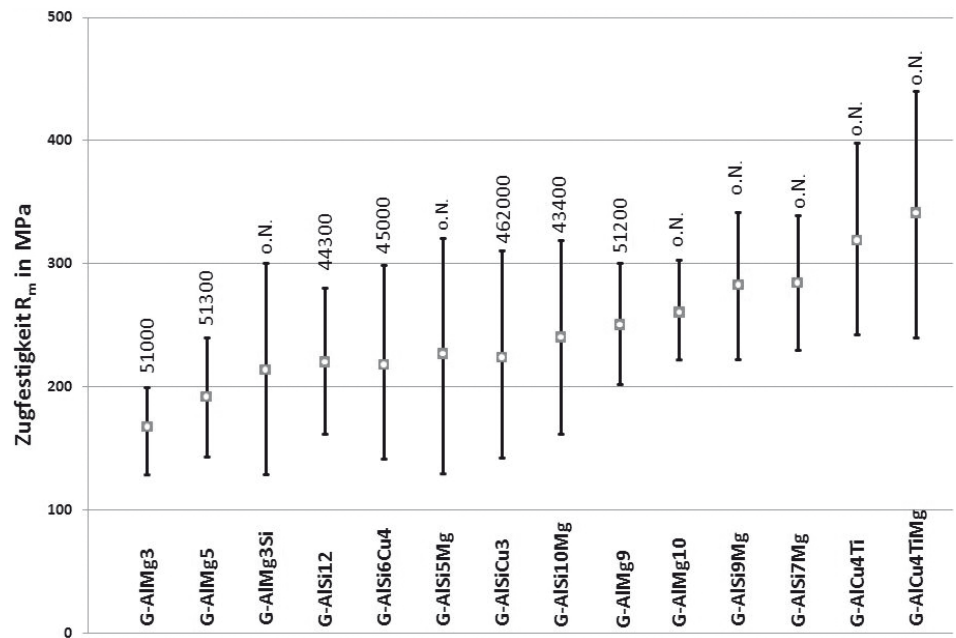


Abb. 1.61: Zugfestigkeitsbereiche wichtiger Aluminium-Gusslegierungen; unten: bisherige Bezeichnung, oben: Benennung nach DIN EN 1706; alle mit Vorsatz EN AC; o.N.: keine Legierung nach DIN EN (Ostermann 2007)

ten, die für genormte Aluminiumwerkstoffe zwischen 100 und 400 MPa liegen (Abb. 1.61), eröffnen dem Werkstoff vielfältige Anwendungsgebiete. Neben der geringen Dichte sind des Weiteren die gute chemische Beständigkeit, die gute Zerspanbarkeit, die gute Eignung für thermische Fügeverfahren, die hohe elektrische und thermische Leitfähigkeit, die guten ästhetischen Eigenschaften und die Unbrennbarkeit hervorzuheben.

1.3.2.1.1 Legierungssysteme

Die Wahl geeigneter Werkstoffklassen zur Herstellung von Gussprodukten stellt oftmals ein vielschichtiges Entscheidungsproblem dar und hängt primär von den erzielbaren mechanisch-technologischen Eigenschaften in Relation zu den Lohnstückkosten ab (Hennings 2008). Gusslegierung und Gießprozess müssen auf das Bauteil abgestimmt sein, da die generelle Herstellbarkeit und Leistungsfähigkeit eines herzustellenden Bauteils davon abhängen.

Im Folgenden werden die wichtigsten Aluminiumgusslegierungen dargestellt und kurz erläutert. Weiterhin werden exemplarisch mögliche Anwendungsgebiete für die Gusslegierungstypen aufgezeigt.

1.3.2.1.1.1 Das System AlSi

Aluminium und Silizium bilden ein einfaches eutektisches System mit einseitiger Randlöslichkeit auf der Seite des Aluminiums. Die beiden Komponenten sind dabei im Flüssigen vollständig mischbar. Der eutektische

Punkt eines binären AlSi-Legierungssystems liegt bei ca. 12,6 Gew.-% Silizium und wird bei 577 °C erreicht. Links vom eutektischen Punkt befindet sich der so genannte unter- oder auch hypoeutektische und rechts der über- oder auch hypereutektische Bereich (Abb. 1.62).

Der primäre α -Mischkristall kann mittels der Zugabe von Titan und Bor, primäre Siliziumkristalle ab einem Siliziumgehalt von ca. 12 Gew.-% mittels Phosphor gefeint werden. Das Eutektikum von AlSi-Legierungen, bestehend aus den Phasen α -Mischkristall und Silizium, erstarrt anomal. Statt eines lamellaren Eutektikums bilden sich grobkörnige und plattige Siliziumkristalle aus, welche das Festigkeitsniveau herabsetzen. Durch Hinzufügen von Natrium, Strontium oder Antimon können die mechanischen Eigenschaften jedoch erhöht werden, da diese Elemente das eutektische Silizium in eine günstigere Morphologie überführen. Im Falle der Verwendung von Natrium und Strontium wird das Wachstum einer feinfaserförmigen Siliziumstruktur begünstigt. Nähere Informationen zur Gefügebeeinflussung von AlSi-Legierungen sind in Kapitel 1.2.2.2.1 zusammengefasst.

Aluminium-Silizium-Gusslegierungen werden beispielsweise für Anwendungen im Fahrzeugbau, Schiffbau und in der Elektrotechnik verwendet.

Das untereutektische binäre System AlSi

Die Silizium-Löslichkeit nimmt mit fallender Temperatur deutlich ab. Liegt die Randlöslichkeit bei Erreichen der eutektischen Temperatur bei etwa 1,65 Gew.-% Silizium,

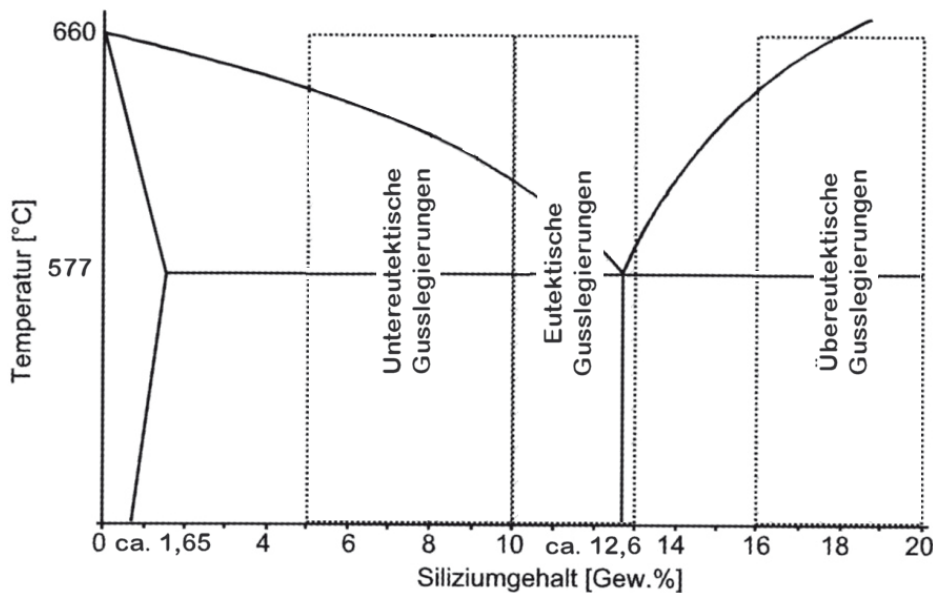


Abb. 1.62: Zustandsdiagramm AlSi (modifiziert nach Ostermann 2007)

so beträgt diese bei 500 °C noch etwa 0,8 Gew.-% und bei 250 °C noch circa 0,05 Gew.-% Silizium (C. Kammer 2002). Steigende Silizium-Gehalte (> 7 Gew.-%) verbessern die Gießeigenschaften (siehe auch 2.4.4 Gießeigenschaften).

Das untereutektische ternäre System AlSiMg

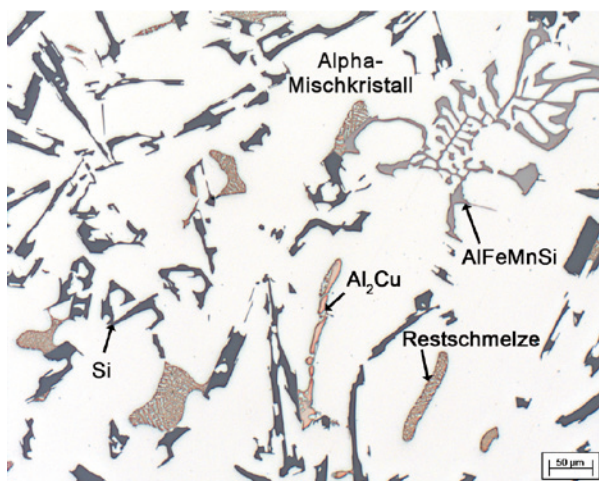
Durch geringe Magnesiumzusätze bis zu 0,6 Gew.-% härten AlSi-Gusslegierungen aus. Die Aushärtung erfolgt über die Bildung von Mg_2Si -Phasen, die aus dem übersättigten Aluminium-Mischkristall insbesondere nach einer T6-Wärmebehandlung ausgeschieden werden (Schneider 1990). Naheutektische AlSiMg-Legierungen, die einen Si-Gehalt von etwa 10 Gew.-% bis 11 Gew.-% Silizium aufweisen, werden häufig zur Herstellung von PKW-Rädern bzw. Felgen im Niederdruckgießverfahren verwendet. Dabei ist es entscheidend, dass die Legierungen eine hohe Zähigkeit beziehungsweise Bruchdehnung und Korrosionsbeständigkeit aufweisen (Tab. 1.9). AlSiMg-Gusslegierungen mit ca. 10 Gew.-% Silizium dienen unter anderem zur Herstellung von Zylinderköpfen, Schaltgehäusen oder Saugrohren. Auch zur Herstellung von Transformatorenkesseln, Radaufhängungen oder Ölwannen eignen sich diese Legierungen (Aluminium Rheinfelden 2009). Legierungen mit Siliziumgehalten zwischen 5 Gew.-% und 7 Gew.-% und Magnesiumzugaben bis zu 0,6 Gew.-% werden in der Fahrzeugindustrie beispielsweise zur Herstellung von Fahrwerksteilen, PKW- und LKW-Rädern verarbeitet. Für Strukturbauteile und Karosserieknoten werden oftmals $AlSi_7$ -Gusslegierungen auf Grund ihrer guten gießtechnologischen Eigenschaften verwendet (Nowack 2009).

Das untereutektische ternäre System AlSiCu

In AlSiCu-Legierungen wirken die aus dem übersättigten Mischkristall ausgeschiedenen Phasen der stöchiometrischen Form Al_2Cu aushärtend. Legierungen dieses Typs sind warmfest (Schneider 1996). Das Anwendungsgebiet von AlSiCu-Legierungen erstreckt sich von Getriebe- und Anschlussgehäusen bis hin zu Motor- und Kurbelgehäusen sowie Zylinderköpfen. Obwohl die gießtechnologischen Eigenschaften von AlSiCu-Gusslegierungen im Vergleich zu AlSiMg-Gusslegierungen auf geringerem Niveau liegen, werden diese dennoch als akzeptabel eingestuft (Drossel 1999). Im Druckgießverfahren kommt vom Typ AlSiCu vor allem die Sekundäraluminiumlegierung $AlSi_9Cu_3$ zum Einsatz, wobei an die Bauteile keine besonderen Anforderungen hinsichtlich der mechanischen Kennwerte oder den Korrosionswiderstand gestellt werden können. Bei Verwendung der $AlSi_9Cu_3$ sollte zudem beachtet werden, dass hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung dieser kostengünstigen Legierung ein breites Toleranzfenster vorliegt, womit die Eigenschaften der jeweiligen Schmelze (z.B. Schmelztemperatur, Erstarrungsintervall, Viskosität) maßgeblich beeinflusst werden (Fragner 2005). Abbildung 1.63 zeigt das Gefüge einer im Sandguss verarbeiteten $AlSi_9Cu_3$. Deutlich ist der α -Mischkristall (weiße Phase) das nicht veredelte eutektische Silizium (dunkelgraue Phase) zu erkennen. Gusslegierungen, die neben Kupfer Gehalte an Magnesium und Zink besitzen, härten selbsttätig innerhalb einer Woche aus. Um den Aushärteprozess nicht zu stören,

Tab. 1.9: Mechanische Eigenschaften untereutektischer AlSiMg-Legierungen gemäß DIN EN 1706 für separat gegossene Proben

Legierungsbezeichnung	Zustand	Zugfestigkeit [MPa]	0,2-Grenze [MPa]	Bruchdehnung [%]	Brinellhärte HB
EN AC- AlSi_7Mg	Sandguss Gusszustand	140	80	2	50
	Sandguss warmausgehärtet	220	180	1	75
	Kokillenguss Gusszustand	170	90	2,5	55
	Kokillenguss warmausgehärtet	260	220	1	90
EN AC- $\text{AlSi}_7\text{Mg}_{0,3}$	Sandguss warmausgehärtet	230	190	2	75
	Kokillenguss warmausgehärtet	290	210	4	90
EN AC- $\text{AlSi}_7\text{Mg}_{0,6}$	Sandguss warmausgehärtet	250	210	1	85
	Kokillenguss warmausgehärtet	320	240	3	100
EN AC- AlSi_9Mg	Sandguss warmausgehärtet	230	190	2	75
	Kokillenguss warmausgehärtet	290	210	4	90
EN AC- $\text{AlSi}_{10}\text{Mg}$	Sandguss Gusszustand	150	80	2	50
	Sandguss warmausgehärtet	220	180	1	75
	Kokillenguss Gusszustand	180	90	2,5	55
	Kokillenguss warmausgehärtet	260	220	1	90
EN AC- $\text{AlSi}_{10}\text{Mg(Fe)}$	Druckguss Gusszustand	240	140	1	70

Abb. 1.63: Gefügebild einer sandgegossenen AlSi_9Cu_3 -Probe in 200-facher Vergrößerung (Bünck 2012).

sollten Gussteile, die einer Selbstaushärtung unterliegen, erst nach ihrer vollständigen Aushärtung mechanisch bearbeitet werden (Aleris 2008). Tabelle 1.10 fasst die mechanischen Eigenschaften von AlSiCu-Legierungen zusammen.

Das eutektische binäre System AlSi

Eutektische Aluminium-Silizium-Legierungen sind in einen Bereich von 11 bis 13 Gew.-% Silizium einzuordnen (Tabelle 1.11). Das Gefüge einer im Kokillenguss abgegossenen unveredelten AlSi_{12} besteht aus dendritisch erstarrten α -Mischkristallen, primären Siliziumplättchen, die in das überwiegend vorliegende Phasengemenge eingebettet sind. Die eutektische Siliziumphase ist im Schlifffbild körnig ausgeprägt. Veredelungsmittel oder zunehmende Abkühlraten führen zu einer feinkörnigen, teilweise faserigen

Tab. 1.10: Mechanische Eigenschaften untereutektischer AlSiCu-Legierungen gemäß DIN EN 1706 für separat gegossene Proben

Legierungsbezeichnung	Zustand	Zugfestigkeit [MPa]	0,2-Grenze [MPa]	Bruchdehnung [%]	Brinellhärte HB
EN AC-AlSi ₆ Cu ₄	Sandguss Gusszustand	150	90	1	60
	Kokillenguss Gusszustand	170	100	1	75
EN AC-AlSi ₅ Cu ₃ Mn	Sandguss Gusszustand	140	70	1	60
	Sandguss warmausgehärtet	230	200	<1	90
	Kokillenguss Gusszustand	160	80	1	70
	Kokillenguss warmausgehärtet	280	230	<1	90
EN AC-AlSi ₅ Cu ₁ Mg	Sandguss warmausgehärtet	230	200	<1	100
	Kokillenguss warmausgehärtet	280	210	<1	110
EN AC-AlSi ₈ Cu ₃	Sandguss Gusszustand	150	90	1	60
	Kokillenguss Gusszustand	170	100	1	75
	Druckguss Gusszustand	240	140	1	80
EN AC-AlSi ₉ Cu ₁ Mg	Sandguss Gusszustand	135	90	1	60
	Kokillenguss Gusszustand	170	100	1	75
	Kokillenguss warmausgehärtet	275	235	1,5	105
EN AC-AlSi ₇ Cu ₂	Sandguss Gusszustand	150	90	1	60
	Kokillenguss Gusszustand	170	100	1	75
EN AC-AlSi ₇ Cu ₃ Mg	Kokillenguss Gusszustand	180	100	1	80
EN AC-AlSi ₉ Cu ₃ (Fe)	Druckguss Gusszustand	240	140	<1	80
EN AC-AlSi ₅ Cu ₃	Kokillenguss kaltausgehärtet	230	110	6	75

Ausbildung des eutektischen Siliziums. Eine Glühbehandlung mit nachfolgender Abschreckung erhöht die Dehnung und Dauerschwingfestigkeit dieser Werkstoffgruppe. Eutektische Aluminium-Silizium-Legierungen weisen auf Grund der endogen schalenbildenden (unbehandelt) bis glattwandigen (veredelt) Erstarrungsmorphologie ausgezeichnete Gießeigenschaften, wie ein hohes Fließ- und

Formfüllungsvermögen auf. Dünnwandige Gussteile können deshalb mit dieser Aluminium-Legierungsgruppe gut hergestellt werden. Typische Anwendungen der eutektischen Aluminium-Silizium-Legierungen stellen Maschinenteile, Zylinderköpfe, Zylinderkurbelgehäuse, Flügelräder sowie Rippenkörper dar (Kammer 2002; Ostermann 2007).

Tab. 1.11: Mechanische Eigenschaften eutektischer AlSi-Legierungen gemäß DIN EN 1706 für separat gegossene Proben

Legierungsbezeichnung	Zustand	Zugfestigkeit [MPa]	0,2-Grenze [MPa]	Bruchdehnung [%]	Brinellhärte HB
EN AC- AlSi_{11}	Sandguss Gusszustand	150	70	6	45
	Kokillenguss Gusszustand	170	80	7	45
EN AC- $\text{AlSi}_{11}\text{Cu}_2(\text{Fe})$	Druckguss Gusszustand	240	140	<1	80
EN AC- AlSi_{12}	Sandguss Gusszustand	150	70	4	50
	Kokillenguss Gusszustand	170	80	5	55
EN AC- $\text{AlSi}_{12}(\text{Cu})$	Sandguss Gusszustand	150	80	1	50
	Kokillenguss Gusszustand	170	90	2	55
EN AC- $\text{AlSi}_{12}\text{Cu}_1(\text{Fe})$	Kokillenguss warmausgehärtet	240	140	1	70
EN AC- $\text{AlSi}_{12}\text{CuNiMg}$	Kokillenguss warmausgehärtet	280	240	<1	100

Das übereutektische binäre System AlSi

Aluminium-Silizium-Legierungen mit einem Siliziumanteil größer ca. 12,6 Gew.-% werden als übereutektische Legierungen bezeichnet, wobei Gusslegierungen bis zu einem Siliziumgehalt von 17 Gew.-% technische Anwendung finden. Der geringe thermische Ausdehnungskoeffizient, das hohe Festigkeit/Gewichts-Verhältnis sowie eine exzellente Verschleißbeständigkeit zeichnen übereutektische Aluminium-Silizium-Legierungen speziell für Motorenbauteile aus. Tabelle 1.12 fasst die mechanischen Eigenschaften gängiger Aluminium-Silizium-Legierungen mit einem Siliziumgehalt größer 12,6 Gew.-% zusammen. Im Gegensatz zu anderen binären Legierungen besitzen Aluminium-Silizium-Legierungen ihr maximales Fließvermögen nicht im Bereich des eutektischen Punktes. Dieses weisen sie je nach Literaturangaben erst bei einem Siliziumgehalt von 14 Gew.-% bis 16 Gew.-% beziehungsweise bei erhöhter Überhitzung im Bereich von 17 Gew.-% bis 18 Gew.-% auf. Im Bereich von 10 Gew.-% bis 14 Gew.-% Silizium wird die Warmrissneigung von Aluminium-Silizium-Legierungen auf Grund des geringen Erstarrungs-

intervalls sowie der guten Speisungseigenschaften auf ein Minimum verringert. Oberhalb von 14 Gew.-% Silizium nimmt die Warmrissneigung mit steigendem Primärphasenanteil zu (Altenpohl 1957; Kammer 2002).

Übereutektische Aluminium-Silizium-Legierungen sind durch eine diskontinuierliche eutektische Matrix mit primären Silizium-Kristallen verschiedener Größe und Form charakterisiert. Mit zunehmender übereutektischer Zusammensetzung stellen sich Gieß- und Bearbeitungsschwierigkeiten ein, welche durch grobe Primärsiliziumkristalle hervorgerufen werden. Die Größe, Form und Verteilung des primären Siliziums wird von der Abkühlrate während der Erstarrung und von dem eingesetzten Feinungsmittel beeinflusst. Die gebräuchlichsten Feinungsmittel für die primären Siliziumkristalle übereutektischer Schmelzen sind Kupfer-Phosphor-Legierungen, aber auch phosphorhaltige Mittel, die auf AlP -, NiP_3 -, Mn_3P -Keimen und phosphorhaltigen Salzen (Na_2HPO_4 , $(\text{NaPO}_3)_6$) basieren, werden eingesetzt (vgl. Kapitel 1.2.2.2.1) (Fischer 2011; Weiss 1987).

Tab. 1.12: Eigenschaften übereutektischer AlSi-Legierungen (Kammer 2002)

Firmenbezeichnung	Zustand	Zugfestigkeit [MPa]	0,2-Grenze [MPa]	Bruchdehnung [%]	Brinellhärte HB
Legierung A 390 ($\text{AlSi}_{17}\text{Cu}_4\text{Mg}$)	Kokillenguss Gusszustand	200	200	< 1,0	110
	Kokillenguss warmausgehärtet	315	315	< 1,0	145
Legierung 390 ($\text{AlSi}_{17}\text{CuMgFe}$)	Druckguss Gusszustand	280	250	1,0	120