

**„Einfluss von Legierungselementen auf die Gefügeausbildung
und mechanische Eigenschaften von Gusseisen mit
Kugelgraphit“**

Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik
der Rheinisch - Westfälischen Technischen Hochschule Aachen

zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der Ingenieurwissenschaften

genehmigte Dissertation
vorgelegt von **Dipl.-Ing.**

Eike Wüller

aus Mönchengladbach

Berichter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek
Univ.-Prof. Dr.-Ing. Rüdiger Deike

Tag der mündlichen Prüfung: 14. Januar 2015

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Hochschulbibliothek online verfügbar

Titel: *Einfluss von Legierungselementen auf die Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit*

Autor: *Eike Wüller*

Reihe: Ergebnisse aus Forschung und Entwicklung, Band 17 (2015)

Gießerei-Institut der RWTH Aachen

Intzestr. 5

D-52072 Aachen

Tel.: +49 (0)241 8095880

Fax.: +49 (0)241 8092276

E-Mail: sekretariat@gi.rwth-aachen.de

<http://www.gi.rwth-aachen.de>

ISBN: 978-3-944601-06-9 (E-Book)

Volltext verfügbar: [urn:nbn:de:hbz:82-rwth-2015-011678](https://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:hbz:82-rwth-2015-011678)



Dieses Werk bzw. Inhalt steht unter einer Creative Commons Namensnennung-Keine Bearbeitung 3.0 Unported Lizenz ([Creative Commons Attribution-NonDerivs 3.0 Unported License](https://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0/))

Publikationsserver
Universitätsbibliothek
RWTH Aachen University
Templergraben 61
52062 Aachen
www.ub.rwth-aachen.de



INHALTSVERZEICHNIS

1	EINLEITUNG UND AUFGABENSTELLUNG	1
2	STAND DER TECHNIK.....	3
2.1	GUSSEISEN.....	3
2.1.1	<i>Gefügebildung</i>	<i>10</i>
2.1.1.1	Erstarrung	10
2.1.1.2	Umwandlungen im Festen	11
2.1.2	<i>Gusseisen mit Kugelgraphit</i>	<i>12</i>
2.1.2.1	Mechanische Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit	13
2.2	AKTUELLE LEGIERUNGSENTWICKLUNGEN.....	15
2.2.1	<i>Einfluss von Legierungselementen auf die Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit</i>	<i>17</i>
2.2.1.1	Silizium	18
2.2.1.2	Kupfer	21
2.2.1.3	Nickel	23
2.3	GEFÜGEUNTERSUCHUNG BEI GUSSEISEN.....	26
2.4	PRÜFUNG DER STATISCHEN MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN	27
2.4.1	<i>Zugversuch.....</i>	<i>27</i>
2.4.2	<i>Härteprüfung</i>	<i>32</i>
2.5	THERMODYNAMISCHE BERECHNUNGEN FÜR GUSSEISEN	33
3	VERSUCHSPLANUNG	35
4	VERSUCHSAUFBAU UND DURCHFÜHRUNG.....	41
4.1	EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN.....	41
4.1.1	<i>Chemische Zusammensetzung.....</i>	<i>41</i>
4.1.2	<i>Mechanischen Eigenschaften und Gefügeanalyse.....</i>	<i>41</i>
4.2	SCHMELZEN UND GIEßEN.....	43
4.3	BESTIMMUNG DER MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN	45
4.3.1	<i>Zugprüfung</i>	<i>45</i>
4.3.2	<i>Härteprüfung</i>	<i>47</i>
4.4	GEFÜGEANALYSE.....	47
4.4.1	<i>Probenentnahme</i>	<i>47</i>
4.4.2	<i>Metallographische Präparation.....</i>	<i>48</i>
4.4.3	<i>Lichtmikroskopische Untersuchungen</i>	<i>49</i>
4.4.4	<i>REM-EDX Untersuchungen</i>	<i>49</i>
4.4.5	<i>Messung der Mikrohärtigkeit</i>	<i>49</i>
4.5	THERMODYNAMISCHE BERECHNUNGEN.....	50

5	VERSUCHSAUSWERTUNG	51
5.1	ERGEBNISSE AUS DEN EXPERIMENTEN.....	51
5.1.1	<i>Chemische Zusammensetzung</i>	51
5.1.2	<i>Mechanische Kenndaten</i>	52
5.1.2.1	Zugprüfung.....	52
5.1.3	<i>Härteprüfung</i>	54
5.1.4	<i>Gefügeauswertung</i>	54
5.1.5	<i>REM-EDX-Analyse</i>	66
5.1.6	<i>Mikrohärtemessung</i>	75
5.2	STATISTISCHE AUSWERTUNG	76
5.2.1	<i>Mechanische Eigenschaften</i>	76
5.2.1.1	Zugfestigkeit.....	76
5.2.1.2	Dehnung.....	78
5.2.1.3	Streckgrenze	80
5.2.1.4	Härte	81
5.2.2	<i>Gefügeeigenschaften</i>	83
5.2.2.1	Rundheit des Kugelgraphits	83
5.2.2.2	Sphärolitendichte.....	84
5.2.2.3	Ferritanteil	85
5.2.2.4	Mikrohärte Ferrit	87
5.2.2.5	Mikrohärte Perlit.....	88
5.3	THERMODYNAMISCHE BERECHNUNGEN	90
5.4	KORRELATION MAKROSKOPISCHE / MIKROSKOPISCHE EIGENSCHAFTEN	99
5.5	ÜBERPRÜFUNG DER MATHEMATISCHEN GLEICHUNGEN	101
6	FAZIT UND AUSBLICK	103
7	LEBENS LAUF	105
8	KURZFASSUNG / ABSTRACT	107
9	LITERATURVERZEICHNIS	111

1 Einleitung und Aufgabenstellung

Gusseisen ist ein seit 200 Jahren bekannter Werkstoff und ist bis zum heutigen Tage einer der meist produzierten. Dabei wurde der Werkstoff im Laufe der Jahre stetig verbessert und weiter ausgereizt. Zu Beginn der Gusseisenherstellung wurde Eisenerz, welches an der Erdoberfläche zu finden war, mit Hilfe von Holzkohle erschmolzen und abgegossen. Zwischen dem Erschmelzen und dem Abguss wurde kein weiterer Verfahrensschritt durchgeführt. Heutzutage wird der Prozess genauestens dokumentiert und überwacht. Dies beginnt beim Erschmelzen, bei dem die Chargierung der Rohstoffe, die Roheisen, Stahlschrott und Kreislaufmaterial beinhalten, genau aufeinander abgestimmt wird. Im Fall des Erschmelzens der Rohstoffe in einem Kupolofen werden darüber hinaus die zugegebenen Koksmengen und das Einblasen von Sauerstoff angereicherter Luft genau spezifiziert.

Das Gefüge von Gusseisen mit Kugelgraphit weist im Gusszustand Graphitkugeln, umgeben von einer Matrix aus Ferrit und Perlit, auf. Der Ferrit liegt dabei als Hülle, welche die Graphitkugeln umgibt, vor. Im englischen Sprachgebrauch wird dieses auch als „bull’s-eye structure“ bezeichnet. Das Verhältnis von Ferrit und Perlit in der Matrix beeinflusst maßgeblich die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit. Eine vollferritische Matrix in unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit wird bei den niedrigen Güten eingestellt (GJS-400-15: 400 MPa Zugfestigkeit; 15 % Dehnung). Mit steigendem Perlitgehalt erhöht sich die Zugfestigkeit, während die Dehnung geringer wird (GJS-800-2: 800 MPa Zugfestigkeit; 2 % Dehnung). Zur sicheren Herstellung der gewünschten Güte ist daher eine aktive Beeinflussung des Ferrit/Perlit-Verhältnisses notwendig, das in der Praxis häufig durch das Zulegieren von Kupfer realisiert wird. Durch die Zugabe des Kupfers wird der Perlitgehalt im Gefüge gesteigert. Die Zugabemenge an Kupfer liegt je nach Güte zwischen 0 und 1 gew.%. Der Zeitpunkt (Temperaturintervall) der Entstehung und des Wachstums des Perlits ist durch das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm beschrieben. Es ist jedoch nicht vollständig geklärt, welchen Einfluss das Kupfer auf den Umwandlungsprozess hat bzw. auf welche Weise es wirkt. Neben Kupfer werden in modernen, hochfesten Legierungen weitere Legierungselemente verwendet, um die technologischen Eigenschaften des Werkstoffs zu modifizieren. Zu diesen gehören Silizium und Nickel.

1 Einleitung und Aufgabenstellung

Obwohl die wichtigsten Elemente schon mehrfach untersucht wurden, sind dennoch viele Fragen noch ungeklärt.

Ziel dieser Arbeit ist es, den Einfluss der drei Legierungselemente Silizium, Kupfer und Nickel auf die Gefüge- und mechanischen Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit zu bestimmen, sowie eine mathematische und analytische Erklärung zu finden, auf welche Weise die Elemente die Werkstoffeigenschaften verändern.

2 Stand der Technik

2.1 Gusseisen

Bei Gusseisen handelt es sich um ein Eisen-Kohlenstoff-Werkstoff, der sich dadurch auszeichnet, dass dieser eutektisch erstarrt und entsprechend dem reinen Eisen-Kohlenstoffdiagramm ein Kohlenstoffanteil von mindestens 2 gew.% (Gewichtsprozent) besitzt (1) (2). Wird durch die Zugabe von beispielsweise Silizium die Löslichkeit von Kohlenstoff im Austenit erniedrigt, so tritt auch bei geringeren Kohlenstoffgehalten eine eutektische Struktur auf. Damit handelt es sich trotz Kohlenstoffgehalten < 2 gew.% um Gusseisen (2). Neben den Hauptelementen Eisen, Kohlenstoff und Silizium sind noch weitere Elemente in Gusseisen enthalten. Eine Übersicht der Hauptelemente, sowie deren üblichen Gehalte in grauen Gusseisenwerkstoffen ist in **Tabelle 2.1** gegeben (3). Darüber hinaus sind noch weitere Elemente in Gusseisenwerkstoffen vorhanden, welche die Eigenschaften des Werkstoffes beeinflussen (2).

Tabelle 2.1: Übliche chemische Zusammensetzung von grauen Gusseisenwerkstoffen (3).

Element	Gehalt [gew.%]
Kohlenstoff	2,5-4
Silizium	1-3
Mangan	0,1-1,0
Phosphor	0,02-1
Schwefel	0,01-0,25

Die Unterscheidung der Gusseisenwerkstoffe erfolgt nach dessen Gefügeeigenschaften, welche durch die Prozessroute erreicht werden (**Abbildung 2.1**) (2). Hierbei ist eine Unterscheidung, ob Gusseisen nach dem stabilen oder metastabilen System erstarrt. Im stabilen System scheidet sich bei der Erstarrung Graphit aus (1) (4). Diese Gruppe wird als graues Gusseisen bezeichnet (5) (3). Das Zustandsschaubild für das stabile Fe-C System ist in **Abbildung 2.2** dargestellt (4). Erstarrt der Werkstoff hingegen nach

dem metastabilen System und bildet somit Fe_3C , so spricht man von weißem Gusseisen (5) (3). Die Mischform, bei der sowohl Graphit als auch Fe_3C vorliegt, wird als meliertes Gusseisen bezeichnet. Nach welchem System die Gusseisenschmelze erstarrt wird durch ihr Graphitisierungspotential beeinflusst. Ist dieses hoch, so kann die stabile Erstarrung (Graphitbildung) erreicht werden. Bei geringem Graphitisierungspotential hingegen bildet sich Fe_3C (2). Technisch wird durch das Impfen der Schmelze das Graphitisierungspotential erhöht.

Impfung der Schmelze

Bei der Impfung der Schmelze wird ein sogenanntes Impfmittel in die Schmelze eingebracht, welches im Wesentlichen aus Silizium und Eisen besteht. Das Silizium hat dabei die Funktion die Aktivität des Kohlenstoffs in der Schmelze zu erhöhen (Steigerung des Graphitisierungspotentials) (6) (7) (8) (9) (10). Dies geschieht durch das Vergrößern des Temperaturintervalls zwischen der stabilen und metastabilen Temperatur (TEG: stabile eutektische Temperatur; TEC: metastabile eutektische Temperatur). Neben Silizium haben weitere Elemente, wie beispielsweise Nickel, Kupfer, Aluminium oder Kobalt, ebenfalls diese Wirkung (**Abbildung 2.3**). Die Wirkung dieser Elemente ist allerdings schwächer. Zudem macht der höhere Preis dieser Elemente den Einsatz unattraktiv (11) (7) (8) (9). Darüber hinaus wird durch das im Impfmittel enthaltene Silizium, zusätzlich zu dem Silizium, welches bereits in der nicht geimpften Schmelze als Hauptelement vorliegt, das Drei-Phasengebiet auf geweitet (Austenit - Graphit - Schmelze), welches die Graphitbildung fördert (**Abbildung 2.4**) (2).

Neben den beiden Hauptkomponenten Silizium und Eisen sind in Impfmitteln weitere Elemente enthalten, welche als aktive Elemente bezeichnet werden. Diese dienen zur Bildung von heterogenen Keimen, auf denen der Graphit ankeimen und wachsen kann. Bei diesen Keimen handelt es sich um Oxide und Sulfide, welche sich aus dem in der Schmelze enthaltenen Sauerstoff und Schwefel mit den aktiven Elementen bilden. Aktive Elemente sind beispielsweise Aluminium, Bismut, Zirkon, Calcium (12) (13) (14) (15).

Die Zugabemenge von Impfmitteln ist je nach verwendeten Impfmitteln und Werkstoffsorte unterschiedlich und kann nach Herstellerangabe zwischen 0,1 % und 1,0 % liegen (13) (14) (15). Die üblichen Zugabemengen in Gießereien liegen im Bereich von 0,15 % und 0,5 % (16).

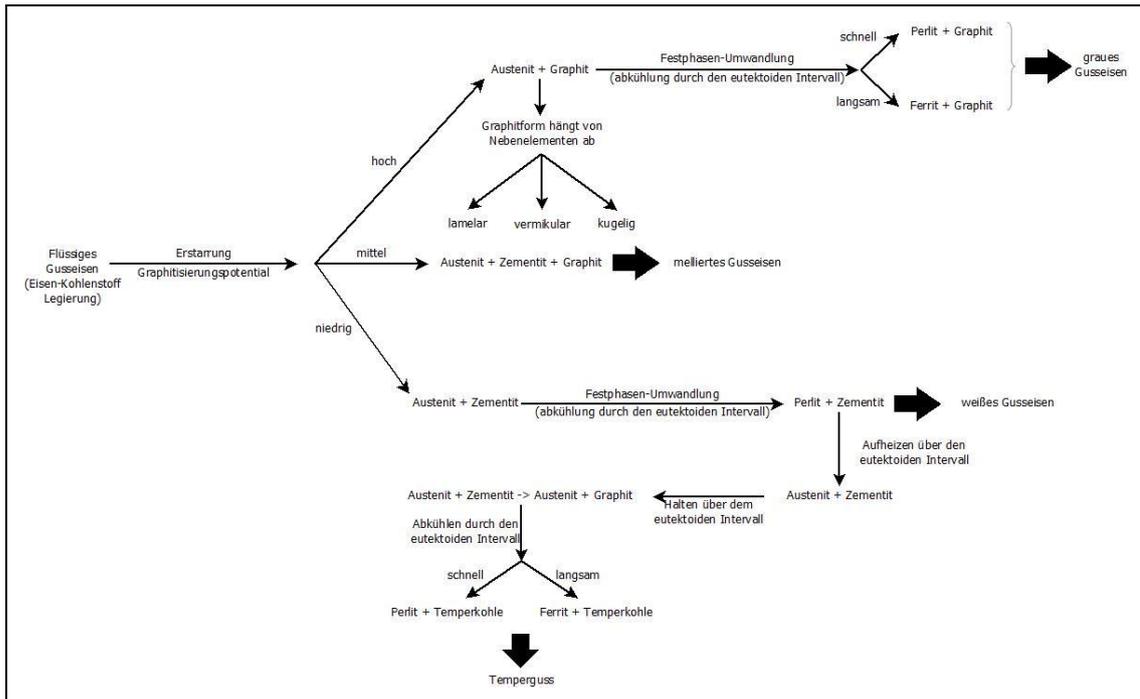


Abbildung 2.1: Grundlegende Prozess und Gefügebeschreibung von Gusseisen, nach (2).

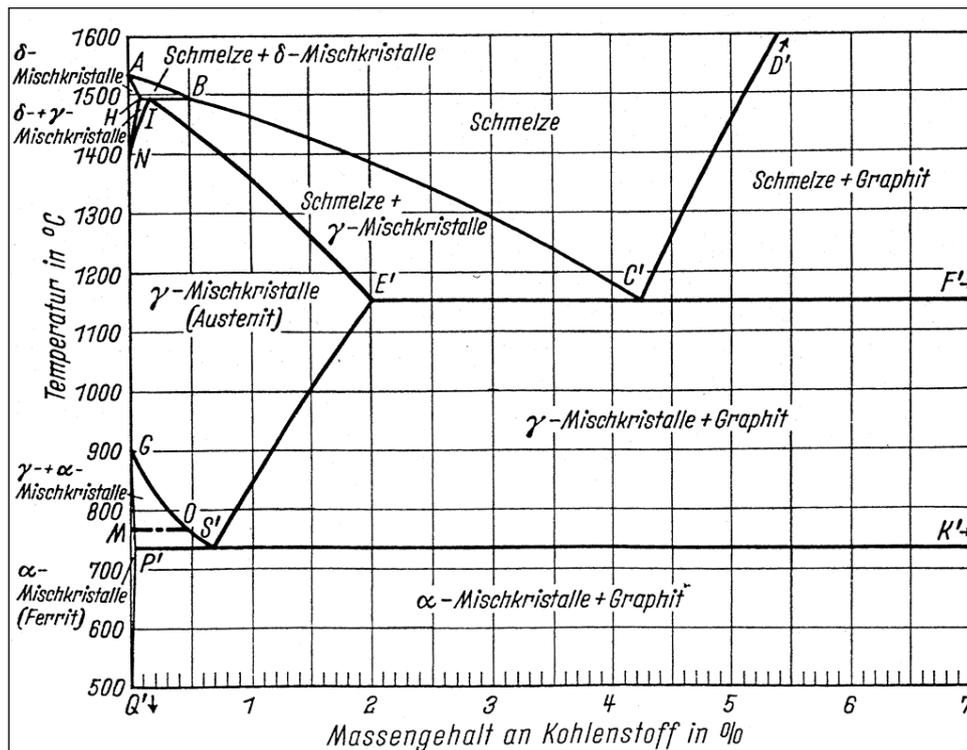


Abbildung 2.2: Stabiles Fe-C-Zustandsdiagramm, (4).

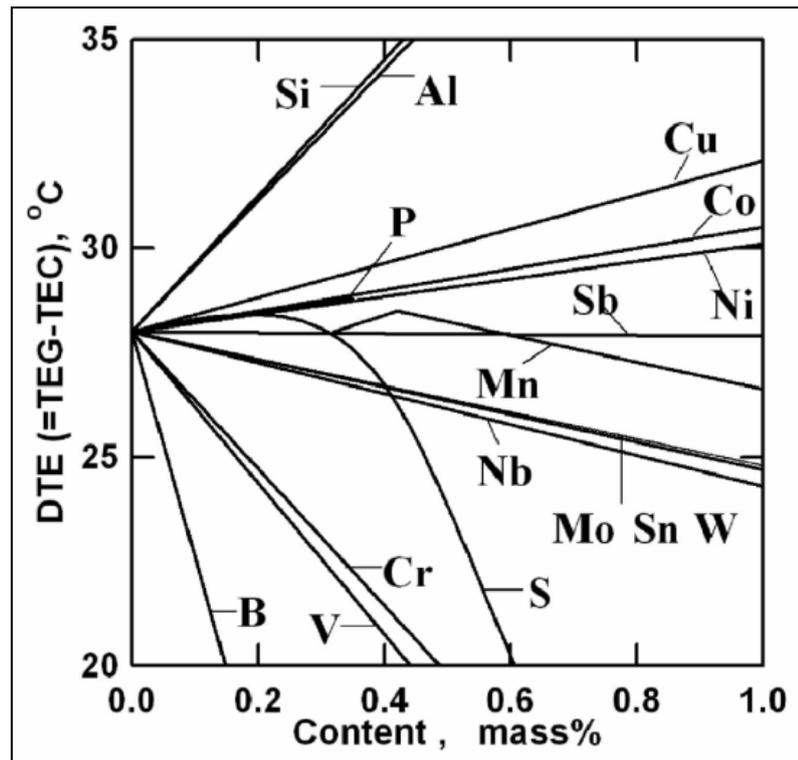


Abbildung 2.3: Einflüsse von Elementen auf das Temperaturintervall zwischen stabiler und metastabiler eutektischer Temperatur (11).

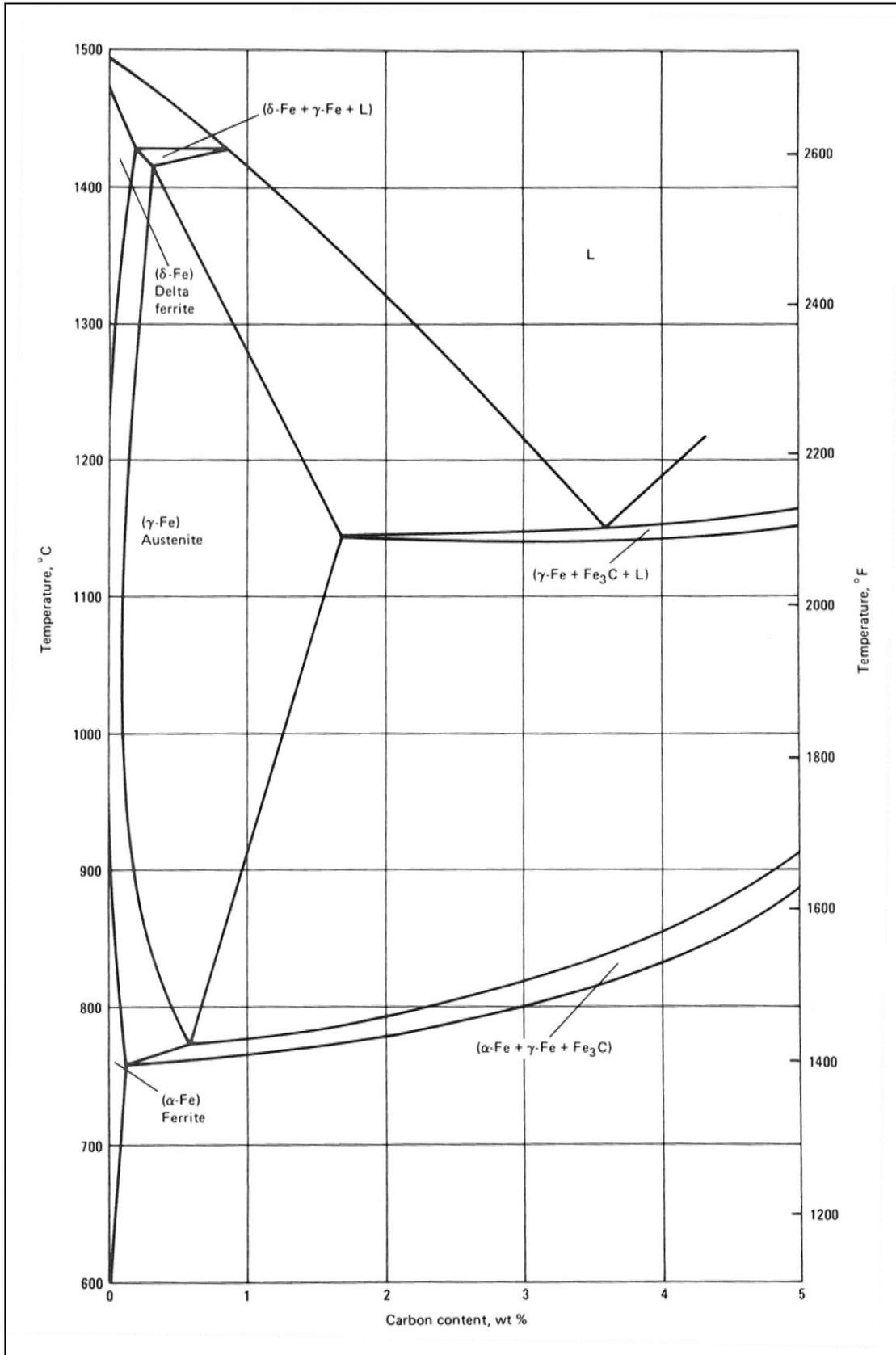


Abbildung 2.4: Fe-C-Si Zustandschaubild, bei einem Si-Gehalt von 2,0 %, nach (2).

Modifizierung der Graphitstruktur

Die Unterscheidung der grauen Gusseisenwerkstoffe wird anhand des Gefüges vorgenommen. Das Gefüge besteht aus einer Kohlenstoffphase (Graphit) und einer Matrix (Ferrit/Perlit) (5). Die Einteilung findet nach der Form und Größe des Graphits statt und ist in der DIN EN ISO 945 genormt. Die Graphitform wird den Klassen I bis VI zugeordnet. Dabei sind die Klassen I Lamellengraphit, III Vermikulargraphit und VI Kugelgraphit die im Grauguss angestrebten Graphitformen. Eine Übersicht aller in der Norm definierten Graphitformen ist in **Tabelle 2.2** dargestellt (17). Die Graphitstruktur wird technisch durch das Zulegieren von Magnesium, der sogenannten Magnesiumbehandlung, erreicht (18).

Magnesiumbehandlung

Bei der Magnesiumbehandlung wird je nach Verfahren der Schmelze Magnesium als Reinelement oder in Form einer Vorlegierung, welche im Wesentlichen aus Silizium und Eisen besteht, zugeführt.

In technischen Gusseisenschmelzen ohne Magnesium, mit einer chemischen Zusammensetzung nach **Tabelle 2.1** kommt es durch den enthaltenen Schwefel zur Ausbildung von Graphit in lamellarer Form, da dessen Wachstumsrichtung V_P (1010) durch den Schwefel bevorzugt wird und die Wachstumsgeschwindigkeit dieser größer ist, als die Richtung V_B (1000) (**Abbildung 2.5 c**). Wird dieser Schmelze dann Magnesium zugesetzt, so bildet sich zum einen Magnesiumsulfid, wodurch Schwefel abgebunden wird, und zum anderen wird die Wachstumsrichtung V_P gehemmt, wodurch die Richtung V_B die dominierende wird. Dies führt zu der Bildung von Kugelgraphit (**Abbildung 2.5 a**). Durch das richtige Verhältnis von Magnesium und Schwefel kommt es weder zur Steigerung der Wachstumsgeschwindigkeit der V_P -Richtung, noch zur Hemmung dieser durch Magnesium, so dass Vermikulargraphit entstehen kann (**Abbildung 2.5 b**) (2).

Tabelle 2.2: Übersicht der nach DIN EN ISO 945 definierten Graphitformen (17).

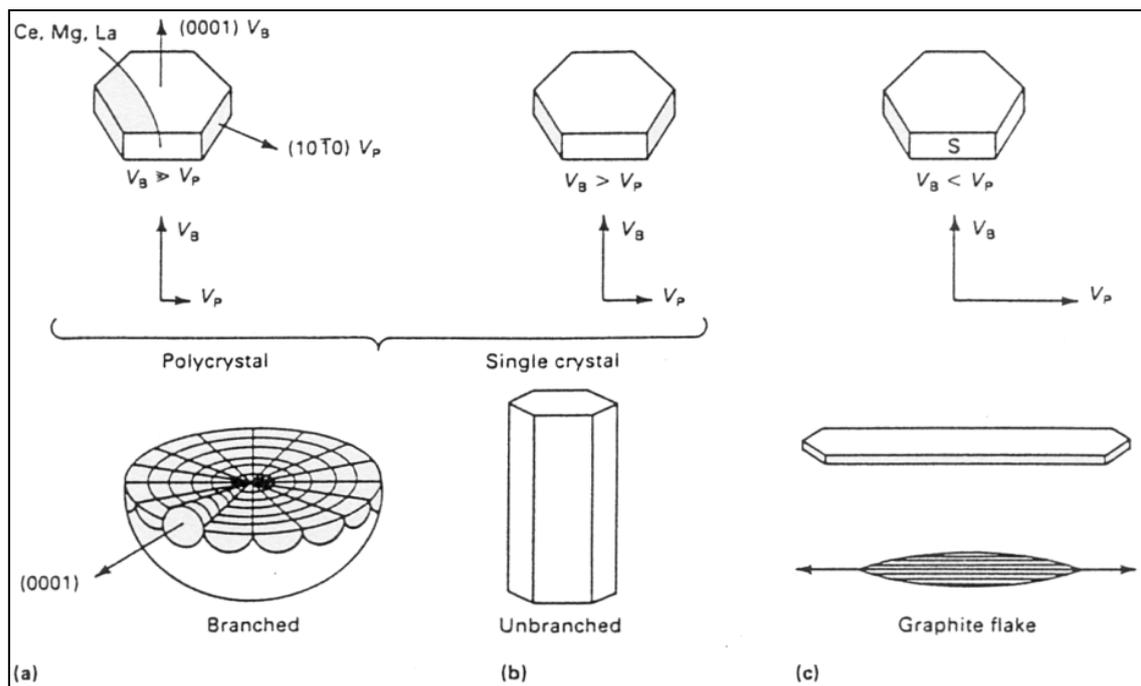
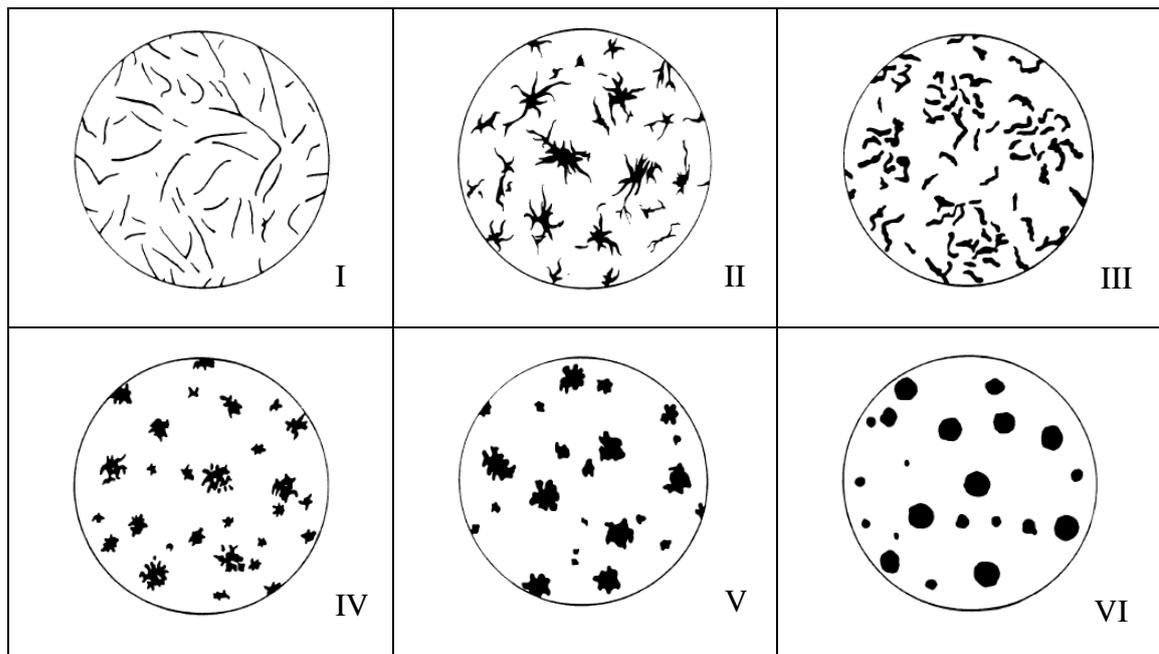


Abbildung 2.5: Einfluss von Magnesium und Schwefel auf die Wachstumsgeschwindigkeit des Graphit, (2).

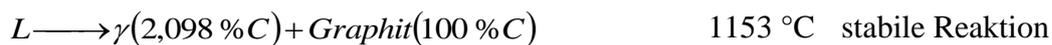
2.1.1 Gefügebildung

Das Gefüge von Gusseisen besteht aus Graphit und dessen umgebene Matrix. Die Bildung des Gefüges von unlegierten Gusseisenwerkstoffen findet in zwei Stufen statt. Die erste Stufe ist die Erstarrung, bei der sich Kristalle aus der Schmelze bilden und die flüssige Schmelze vollständig in den festen Zustand übergeht. In der zweiten Stufe findet eine Umwandlung im Festen statt (4).

2.1.1.1 Erstarrung

Bei der Erstarrung von Gusseisen unterscheidet man drei Typen. Die untereutektische, eutektische und übereutektische Erstarrung. Bei der unter- und übereutektischen Erstarrung findet die Erstarrung einer Primärphase statt. Diese ist bei untereutektischem Gusseisen Austenit, bei übereutektischen Graphit (stabile Erstarrung) bzw. Fe_3C – Zementit (metastabile Erstarrung). Bei der eutektischen Erstarrung kommt es zu keiner Primärerstarrung.

Nach der Primärerstarrung (untereutektische und übereutektische Erstarrung) bzw. bei der eutektischen Erstarrung beginnt die eutektische Reaktion. Bei dieser Reaktion bilden sich gleichzeitig Graphit (stabile eutektische Reaktion) bzw. Fe_3C (metastabile eutektische Reaktion) und Austenit. Die stattfindenden Reaktionen sind in den folgenden Gleichungen mit Gleichgewichtszusammensetzungen und –temperaturen angegeben (19):



L: Schmelze

γ : Austenit

Ob die Schmelze über-, unter- oder eutektisch ist, hängt maßgeblich vom Kohlenstoffgehalt ab. Aber auch Elemente wie Silizium und Phosphor können die Schmelze über-, unter- oder eutektisch werden lassen, da diese den eutektischen Punkt verschieben. Dies wird durch das Kohlenstoffäquivalent (CE) bzw. den Sättigungsgrad (S_c) berücksichtigt. Das Kohlenstoffäquivalent berechnet sich nach der folgenden Formel:

$$CE = \%C + \frac{1}{3}(\%Si + \%P)$$

Beträgt der CE-Wert 4,3 so liegt eine eutektische Zusammensetzung vor. Ist der Wert hingegen kleiner als 4,3 handelt es sich um eine untereutektische Zusammensetzung und bei Werten größer als 4,3 um eine übereutektische (3) (20).

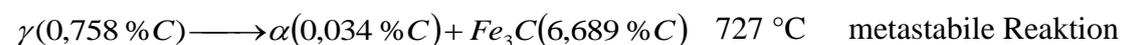
Der Sättigungsgrad wird nach der Formel

$$S_c = \frac{\%C}{4,23 - 0,3 \cdot (\%Si)}$$

berechnet. Der Wert ist auf 1 normiert, so dass bei 1 eine eutektische Zusammensetzung vorliegt, bei kleineren Werten eine untereutektische und bei größeren eine übereutektische (20).

2.1.1.2 Umwandlungen im Festen

In un- bzw. niedriglegierten Gusseisen kommt es nach der Erstarrung zu einer Gefügeumwandlung im festen Zustand. Diese Umwandlung findet je nach Legierungszusammensetzung bei ca. 730 °C statt. Es handelt sich dabei um eine eutektoide Umwandlung, die, wie bei der eutektischen Reaktion, nach dem stabilen und/oder dem metastabilen Fe-C Zustandsschaubild ablaufen kann. Dabei kommt es zur Veränderung des Austenits, welcher sich entweder zu Ferrit transformiert und der überschüssige Kohlenstoff zum Graphit diffundiert (stabil) oder in Perlit umwandelt, wobei sich eine streifenförmige Anordnung von Ferrit und Zementit (Fe₃C) bildet (metastabil) (2) (4) (3). Die Reaktionen der eutektoiden Umwandlungsvorgänge sind in den folgenden Reaktionsformeln mit Gleichgewichtskonzentrationen und –temperaturen angegeben (19):

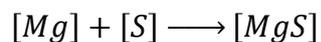


γ : Austenit

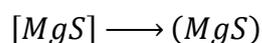
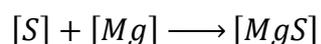
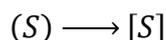
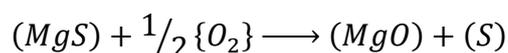
α : Ferrit

2.1.2 Gusseisen mit Kugelgraphit

Bei Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) handelt es sich um eine Gusseisensorte, in welcher der Graphit in Form von kleinen Kugeln vorliegt. Zur Herstellung des Kugelgraphits ist, wie bereits in Kapitel 2.1 beschrieben, eine Schmelzebehandlung notwendig. In technischen Gusseisenschmelzen kommt es auf Grund der vorhandenen Störelemente zur Bildung von Lamellengraphit. Zu diesen Störelementen gehört beispielsweise das Element Schwefel. Durch die Schmelzebehandlung werden die Störelemente neutralisiert, so dass der Graphit in kugelförmiger Form wachsen kann (2). Zu diesem Zweck werden magnesiumhaltige Ferro-Silizium-Legierungen oder Rein-Magnesium verwendet (21) (22). Der Restmagnesiumgehalt in der zu vergießenden Schmelze sollte zwischen 0,02 und 0,04 % liegen. Der genaue Gehalt richtet sich jedoch nach der Abkühlgeschwindigkeit im Gussteil (2) (21) (22). Geringere Gehalte führen zur Bildung von Vermikular- oder sogar Lamellengraphit (2). Oberhalb von 0,04 gew.% Magnesium kommt es zur verstärkten Bildung von schädlichem Dross (21). Die Zugabemenge des Magnesiums richtet sich dabei nach dem Schwefelgehalt der Schmelze. Je mehr Schwefel in der Schmelze gelöst ist, desto mehr Magnesium muss zugegeben werden, da das eingebrachte Magnesium mit dem in der Schmelze enthaltenen Schwefel nach der folgenden Reaktionsgleichung reagiert (23).



Ein Teil des gebildeten Magnesiumsulfids geht auf Grund seiner geringen Dichte von $2,6 \text{ g/cm}^3$ in die Schlacke über. Dort findet eine Reaktion des Magnesiumsulfides mit dem Luftsauerstoff statt, wodurch ein Kreislauf entsteht, in dem der Schwefel als Träger das Magnesium kontinuierlich aus der Schmelze transportiert. Dadurch sinkt der Magnesiumgehalt in der Schmelze, während der Schwefelgehalt nahezu unverändert bleibt. Im Folgenden ist der Prozess anhand von Reaktionsgleichungen aufgeführt (23):



Um diesen Reaktionen Rechnung zu tragen, wird die Zugabemenge an Magnesium in Abhängigkeit des Schwefelgehaltes, des Rest-Magnesiumgehaltes und des "Wirkungsgrades" (η) des verwendeten Verfahrens nach der folgenden Gleichung vorgegeben (2):

$$Mg_{Zugabe} = \frac{0,75 \cdot S_{Schmelze} + Mg_{rest}}{\eta}$$

2.1.2.1 Mechanische Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit

Durch die kugelige Ausbildungsform des Graphits erreicht diese Gusseisensorte im Vergleich zu Gusseisen mit Lamellen- bzw. Vermikulargraphit eine höhere Festigkeit und Dehnung. In **Abbildung 2.6** ist die Auswirkung auf den Verlauf der Spannungslinien für Gusseisen mit Lamellengraphit und Kugelgraphit schematisch dargestellt und zeigt, dass es an den Spitzen des Lamellengraphits zu einer Spannungskonzentration kommt, während beim Kugelgraphit die Spannungslinien um den Graphit herum laufen und keine Spannungskonzentration erreicht wird. Die Spannungskonzentration beim Lamellengraphit führt zu einem früheren Versagen des Werkstoffes. Die Rundheit des Graphits ist daher von großer Bedeutung für einen Werkstoff mit hohen mechanischen Eigenschaften (24). Die mechanischen Eigenschaften von GJS sind in der DIN EN 1563 festgelegt und sind in **Tabelle 2.3** aufgeführt. Darin enthalten sind die minimal zu erreichenden mechanischen Eigenschaften zur Erfüllung der Gütestufe. Dabei handelt es sich um die Zugfestigkeit, 0,2 %-Dehngrenze und Dehnung. Aus dieser Tabelle kann bereits entnommen werden, dass die Dehnung mit zunehmender Zugfestigkeit abnimmt (25).

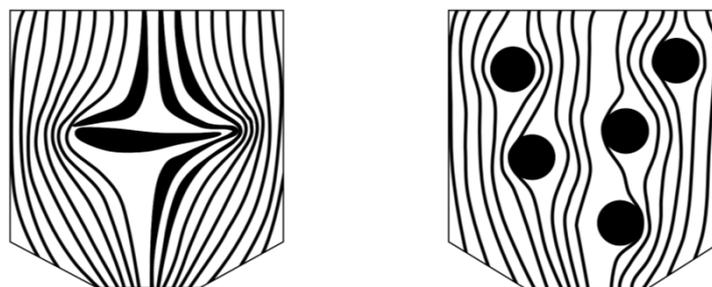


Abbildung 2.6: Spannungslinienverlauf bei Gusseisen mit Lamellengraphit (links) und Kugelgraphit (rechts), (24).

Tabelle 2.3: Zu erreichende Mindesteigenschaften der Gütestufen von Gusseisen mit Kugelgraphit; Auszug aus (25)

Werkstoffbezeichnung		Zugfestigkeit	0,2 %-Dehngrenze	Dehnung
Kurzzeichen	Nummer	R_m N/mm ² min.	$R_{p0,2}$ N/mm ² min.	A % min.
EN-GJS-350-22	EN-JS1015	350	220	22
EN-GJS-400-18	EN-JS1020	400	250	18
EN-GJS-400-15	EN-JS1030	400	250	15
EN-GJS-450-10	EN-JS1040	450	310	10
EN-GJS-500-7	EN-JS1050	500	320	7
EN-GJS-600-3	EN-JS1060	600	370	3
EN-GJS-700-2	EN-JS1070	700	420	2
EN-GJS-800-2	EN-JS1080	800	480	2
EN-GJS-900-2	EN-JS1090	900	600	2

Die Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit sind abhängig von der ausgebildeten Matrix (ferritische oder perlitisch) bzw. der verhältnismäßigen Zusammensetzung der Matrix aus Ferrit und Perlit. Durch gezielte Zugabe von Legierungselementen oder einer Wärmebehandlung wird das Ferrit – Perlit – Verhältnis eingestellt, so dass die geforderten mechanischen Eigenschaften erreicht werden (2).

Die Eigenschaften des Werkstoffes sind durch die in der DIN EN 1563 geforderten Probengeometrie nachzuweisen. Eine sehr verbreitete Geometrie ist der sogenannte Y-Keil (**Abbildung 2.7**). Dieser wird getrennt vom zu gießenden Gussteil abgegossen. Aus dem unteren Teil der Probe (in der Abbildung schaffiert dargestellt) werden je nach Typus und Größe eine oder mehrere Zugproben entnommen (25).

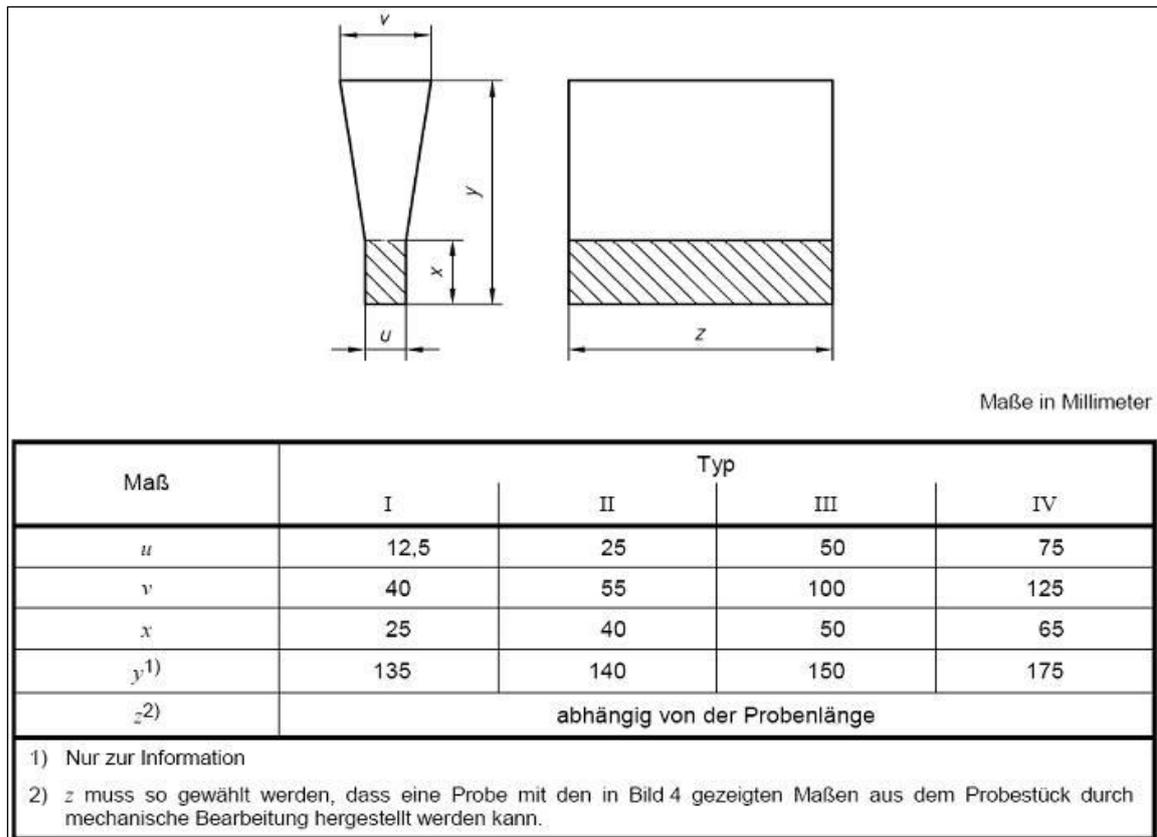


Abbildung 2.7: schematische Skizze und Abmessungen des Y-Keils nach (25)

2.2 Aktuelle Legierungsentwicklungen

Die Ziele der Legierungsentwicklungen von Gusseisen mit Kugelgraphit in den letzten Jahren war in erster Linie die Entwicklung eines Werkstoffes mit festgelegten Eigenschaften, mit dem Hintergrund, dadurch einen anderen Werkstoff zu ersetzen und damit neue Anwendungsgebiete für den Werkstoff Gusseisen zu erschließen oder die Position zu festigen. In diesem Zusammenhang sind die Werkstoffe SiBoDur und SiMo 1000 der Firma Georg-Fischer, HYDI, ein am Gießerei-Institut der RWTH-Aachen entwickelter Werkstoff, und GOPAC C500 F der Firma Gontermann-Peipers GmbH zu nennen. Des Weiteren wurde eine neue Werkstoffklasse in der DIN EN 1563 eingearbeitet.

Bei dem Werkstoff SiBoDur handelt es sich um einen Werkstoff, welcher für den Einsatz in Kraftfahrzeugen entwickelt wurde. Dieser zeichnet sich durch seine guten mechanischen Eigenschaften in der Weise aus, dass er auch bei höheren Zugfestigkeiten (700 MPa) noch eine Dehnung von 10 % besitzt (26) (27) (28). Nach der DIN EN 1563 ist bei einer Zugfestigkeit von 700 MPa nur eine Dehnung von 2 % gefordert (25). Um

2 Stand der Technik

diese Eigenschaften zu erreichen, werden die Legierungselemente Silizium und Bor verwendet. Dabei variieren der Siliziumgehalt zwischen 2,6 und 3,4 gew.% und der Borgehalt zwischen 0,0004 und 0,002 gew.% (26) (27) (28).

Der Werkstoff SiMo 1000 ist eine Entwicklung, um einen Werkstoff mit guten mechanischen Eigenschaften auch bei höheren Einsatztemperaturen zu schaffen. Die Einsatztemperatur von bis zu 860 °C wird durch den Einsatz von Silizium und Aluminium in den Gehalten von 2,5 % bzw. 3-3,5 gew.% erreicht. Des Weiteren werden die Elemente Nickel und Molybdän in Gehalten von knapp 1 % eingesetzt (29).

Die Werkstoffentwicklung HYDI zeichnet sich wie der Werkstoff Sibodur durch eine hohe Dehnung trotz hoher Zugfestigkeit aus. Durch das Zulegieren von Nickel und Kupfer in Gehalten von 1,4-1,8 gew.% bzw. 0,7-0,8 gew.% konnten die folgenden mechanischen Eigenschaften erreicht werden (30) (31):

Zugfestigkeit [MPa]	Streckgrenze [MPa]	Bruchdehnung [%]
> 900	> 600	> 6

Mit GOPAC C500 F wurde ein Gusseisenwerkstoff zur Substitution von Schmiedestahl für die Herstellung von Hydraulikkomponenten entwickelt. Ausgangspunkt der Entwicklung war der in dem neuen Normenentwurf der DIN EN 1563 (prEN 1563:2010) aufgenommene Gusseisenwerkstoff mit erhöhten Siliziumgehalt zur Steigerung der Festigkeit. Die Elemente Cu, Mn, Ni, Mo, Si und Nb wurden untersucht, wobei der entwickelte Werkstoffe durch die folgende chemische Zusammensetzung definiert ist:

2,80-3,80 gew.%C; 3,30-3,90 gew.%Si; 0,30 gew.%Mn; 0,05 gew.%P; 0,1 gew.%Cu und 0,025-0,075 gew.%Mg

Die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften entsprechen der in der DIN EN 1563 angegebenen Werte des GJS 500-7, wobei die Dehnung verdoppelt ist (32).

Wie bereits erwähnt, sind in der neuen DIN EN 1563 ferritische, mischkristallverfestigte Gusseisensorten aufgeführt, dessen Verfestigung durch die Zugabe von Silizium erreicht wird. Darin werden Richtwerte für den Siliziumgehalt angegeben, welche Zielführend für die Erfüllung der geforderten Eigenschaften sind. Diese werden wie folgt angegeben:

Werkstoffbezeichnung	Siliziumgehalt [gew.%] etwa
EN-GJS-450-18	3,20
EN-GJS-500-14	3,8
EN-GJS-600-10	4,3

2.2.1 Einfluss von Legierungselementen auf die Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit

Der im Gusseisen mit Kugelgraphit vorliegende Graphit hat auf Grund seiner Form nur einen geringen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes. Viel mehr werden diese durch die Matrix bestimmt (3) (33) (34).

Die mechanischen Eigenschaften von Sphäroguss lassen sich daher als Funktion des Perlitanteils darstellen (**Abbildung 2.8**). Mit sinkendem Perlitanteil nimmt die Zugfestigkeit, Härte und 0,1 %-Dehngrenze nahezu linear ab. Dabei ist die Abnahme der Zugfestigkeit stärker ausgeprägt als die der 0,1 %-Dehngrenze. Die Bruchdehnung hingegen nimmt mit sinkendem Perlitanteil exponentiell zu (33) (34).

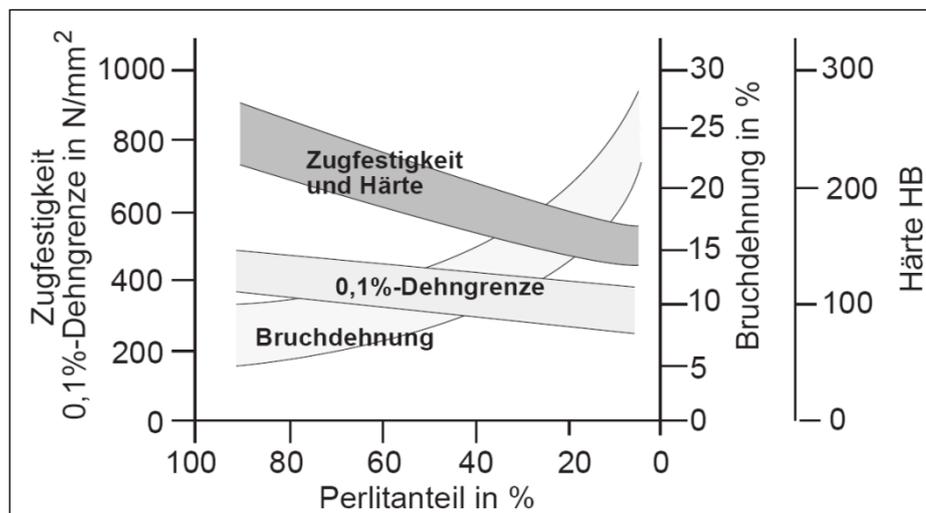


Abbildung 2.8: Einfluss des Grundgefüges auf die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit (34).

Abhängig von der Legierungszusammensetzung und der Abkühlbedingung kommt es zur Ferrit- oder Perlitbildung bzw. zu einer anteilmäßigen Verteilung. Dadurch werden die nach der DIN EN 1563 definierten mechanischen Kenndaten erreicht (5).

Das Einbringen von Legierungselementen in Gusseisenschmelzen findet ausschließlich in Form von Ferrolegierungen oder als Reinmetall statt. Die Schmelzpunkte von einigen Ferrolegierungen und Reinmetallen liegen höher als die Temperatur der zu legierenden Schmelze, so dass diese allmählich aufgelöst werden. Um einer inhomogenen Verteilung der Legierungselemente weitestgehend zu unterdrücken, sollte das Legieren im Induktionsofen stattfinden, da durch die Badbewegung eine gute Durchmischung stattfindet (35).

2.2.1.1 Silizium

Der in Gusseisen mit Kugelgraphit üblich vorliegende Siliziumgehalt liegt im Bereich von 1,8-2,8 gew.%. In technischen Gusseisenlegierungen wird ein Siliziumgehalt üblicher Weise von mehr als 2,2 gew.% eingestellt (3) (6). Bei gewissen Anwendungsfällen kann dieser aber bis zu 3,5 gew.% betragen (36) (27).

Durch Silizium wird die Graphitisierung des Gusseisens während der Erstarrung begünstigt (3) (6) (37), was sich gleichzeitig auf die Gefahr der Weißerstarrung auswirkt, welche reduziert wird. Dies ist vor allem für dünnwandige Gussteile von Bedeutung, da so eine vollständig graue Erstarrung des Gussteils erreicht werden kann (38).

Silizium ändert die thermophysikalischen Randbedingungen des Gusseisens maßgeblich. So wird die eutektische Linie zu einem eutektischen Intervall, das ein Drei-Phasengebiet (Schmelze + Austenit + Graphit) aufspannt. Das Intervall wird mit zunehmendem Siliziumgehalt größer. Darüber hinaus führt die Siliziumzugabe zu einer Verschiebung der eutektischen und eutektoiden Punkte, sowie der Randlöslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit hin zu geringeren Kohlenstoffgehalten (5) (39) (40). Die Verschiebung des eutektischen Punktes durch Silizium wird durch den CE-Wert wiedergegeben (Kapitel 2.1.1.1).

Des Weiteren wird durch Silizium die Ferritbildung bei der eutektoiden Umwandlung begünstigt (3) (6) (37). Durch die Erhöhung des Ferritanteils im Gefüge wird die Streckgrenze und Zugfestigkeit gesenkt, während die Dehnung und Kerbschlagzähigkeit zunimmt.

Ebenfalls findet durch die Siliziumzugabe eine Verschiebung der eutektoiden Temperatur zu höheren Temperaturen statt. Dies wird für Werkstoffsorten genutzt, die eine hohe Temperaturstabilität aufweisen müssen. Zu diesen Werkstoffen zählen die sogenannten SiMo-Werkstoffe, welche mit Silizium und Molybdän legiert werden. Bei diesen wird der Siliziumgehalt mit 4-5 gew.% über den üblichen 2,8 gew.% eingestellt (5) (29).

Die Zugabe von Silizium in höheren Gehalten als üblich (>3 gew.%) führt zur Mischkristallverfestigung (36) (37), wodurch die Streckgrenze und Dehnung des Werkstoffes gesteigert wird. Für Werkstoffe mit hoher Festigkeit bei gleichzeitig hoher Dehnung wird daher ein Siliziumgehalt zwischen 2,0 und 3,5 gew.% als Zielführend angegeben (36). Ein daraus resultierender Werkstoff ist die Gruppe der Sphärogusslegierung Sibodur der Firma Georg Fischer, bei denen ein Siliziumgehalt von 2,4 bis 3,4 gew.% zur Erreichung der angegebenen Eigenschaften dient (27).

Die festigkeitssteigernde Wirkung des Siliziums kann jedoch nur bei ferritischen Gusseisensorten beobachtet werden. So nimmt die Zugfestigkeit, Dehngrenze und Härte zu, während die Dehnung abnimmt (**Abbildung 2.9**). Bei perlitischen Sorten bewirkt die Siliziumzugabe eine Senkung der Zugfestigkeit und Dehnung, jedoch eine Steigerung der Streckgrenze (**Abbildung 2.10**) (5).

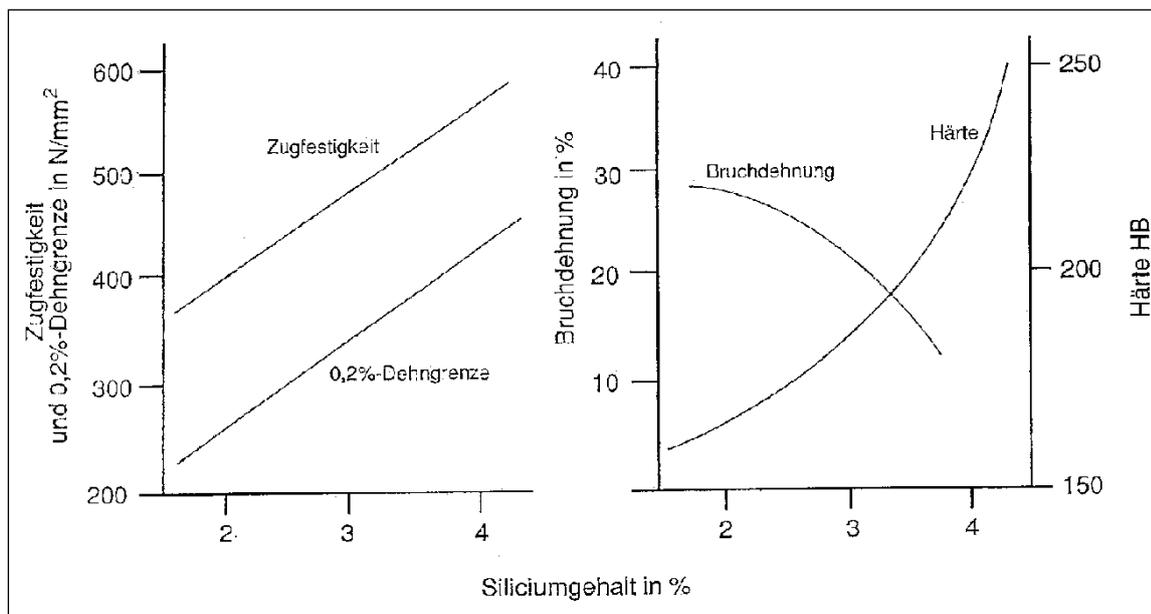


Abbildung 2.9: Einfluss des Siliziumgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften von ferritischen Gusseisen mit Kugelgraphit (5).

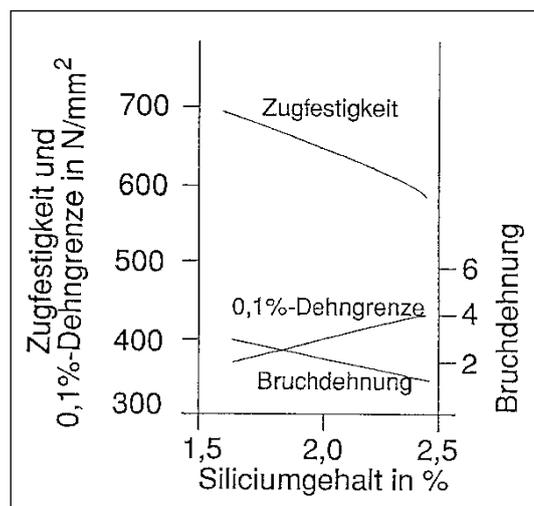


Abbildung 2.10: Einfluss des Siliziumgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften von perlitischen Gusseisen mit Kugelgraphit (5).

Nach (30) stehen die Ferritisierung und Mischkristallverfestigung in Konkurrenz zueinander, da sich Ferrit positiv, die Mischkristallverfestigung negativ auf die Duktilitätseigenschaften auswirkt. Dies führt dazu, dass mit Steigerung des Siliziumgehaltes zunächst die Zugfestigkeit und Streckgrenze erniedrigt werden und die Dehnung steigt. Bei Überschreitung eines Grenzwertes, welcher nicht näher benannt ist, überwiegt die verfestigende Komponente, so dass Zugfestigkeit und Streckgrenze positiv und die Dehnung negativ beeinflusst werden.

Ein Nachteil der hoch siliziumhaltigen Gusseisenwerkstoffe liegt in den aufwendigeren Anschnitt- und Speisersystem aufgrund der Verschlechterung des Fließverhaltens der Schmelze durch Silizium (26).

2.2.1.2 Kupfer

Kupfer hat bei der Erstarrung eine graphitisierende Wirkung und kann daher ohne eine Gefahr von Weißeinstrahlung eingesetzt werden (5). Andererseits wurde festgestellt, dass Kupfer in reinen Schmelzen, die mit Magnesium behandelt werden, die Form der Graphitkugeln verbessert und ihre Anzahl/mm² vergrößert werden kann (41) (42) (43). Dieser Effekt des Kupfers ist besonders in großen Querschnitten ausgeprägt. Bei sehr reinem Gusseisen und der Behandlung mit Magnesium und 3 gew.% Kupfer konnte die Bildung von Graphit gefördert werden (44). In spurenelementearmen Gusseisen kann durch die Zugabe von Kupfer und Titan Kugelgraphit erzeugt werden. Auch Kupfer zusammen mit Cer und Seltenen Erden fördert die Kugelgraphitbildung (45) (46). Hohe Kupfergehalte (ab 1,5 gew.%) wirken sich jedoch negativ auf die Kugelausbildung aus. Es kommt zu einer stacheligen Ausprägung der Oberfläche der Kugeln (47).

Bei Spurenelementen mit einer geringen Störwirkung, die in den meisten technischen Legierungen vorkommen, kann Kupfer ihre Wirkung verstärken und zu einer Beeinträchtigung der Kugelbildung beitragen. Kupferhaltige GJS-Sorten führen stärker zu Graphitentartungen als kupferfreie. Vermutlich ist dies darauf zurückzuführen, dass durch Magnesium die Löslichkeit des Kupfers im Eisen verringert wird (48) (49).

Bei der Erstarrung verteilt sich Kupfer homogen im Austenit und führt zu einer Reduzierung der Löslichkeit von Kohlenstoff in diesem (50).

Die Wirkweise und der Mechanismus des Kupfers in Gusseisen mit Kugelgraphit während der Festkörperumwandlung von Austenit in Ferrit bzw. Perlit ist noch nicht vollends geklärt, wobei es in der Literatur unterschiedliche, teils widersprüchliche Modelle gibt (51). Allen Modellen gemein ist die Auswirkung, dass eine Erhöhung des Kupfergehaltes eine Steigerung des Perlitanteils hervorruft (5) (33) (51) (52) (53) (54) (55) (56) (47) (57).

In (53) wird beschrieben, dass durch Kupfer die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs vom Austenit, durch den Ferrit zum Graphit herab gesetzt wird. Dadurch verbleibt Kohlenstoff im Austenit, während dieser weiter abkühlt und spontan die

Bildung von Perlit einsetzt. Dem entgegen wird in (54) beschrieben, dass die Kohlenstoffdiffusion im Austenit im Temperaturbereich von 860 °C bis 920 °C positiv beeinflusst wird.

Kupfer reichert sich bei der Erstarrung bevorzugt in den zuerst ausgeschiedenen Anteilen des Austenits an. Bei der Umwandlung im festen Zustand von Austenit in Ferrit bzw. Perlit verzögert Kupfer als austenitstabilisierendes Element die Umwandlung und senkt die Umwandlungstemperatur. Die Senkung der Umwandlungstemperatur ist auch in (54) (33) ein Kriterium für die bevorzugte Bildung von Perlit. Diese Temperaturverschiebung ist nach (48) bei den üblichen Zugabemengen von Kupfer in Gusseisen sehr gering und daher vernachlässigbar.

Durch die Verringerung der Umwandlungstemperatur wird die Härbarkeit bei der Wärmebehandlung verbessert und die Ferritbildung zurückgedrängt. Die stark perlitisierende Wirkung des Kupfers ist weniger auf seinen Einfluss auf die Umwandlung des Austenits zurückzuführen, als vielmehr durch die Blockierung der Oberfläche des Kugelgraphits durch Kupfer, welches die zur Ferritisierung erforderliche Anlagerung von Kohlenstoff behindert.

Bei Magnesiumgehalten von mehr als 0,06 gew.% führt bereits ein Kupfergehalt von 1 gew.% zur Bildung von Kupferausscheidungen, welche eine Diffusionssperre bilden und somit die erforderliche Ferritisierung durch Anlagerung von Kohlenstoff behindern (48) (49).

Der zulässige Kupfergehalt ist stark abhängig von dem Gehalt der Störelemente. Bei mit Magnesium behandelten spurenelementarmen Eisen sind 2 bis 3 gew.% Kupfer zulässig. Eine Zugabe von 0,8 gew.% Kupfer kann ausreichen um eine voll perlitische Matrix zu erzeugen. Die maximale Löslichkeit von Kupfer ohne Magnesiumbehandlung liegt bei <4 % (49).

Der durch Kupfer erzeugte Perlit bewirkt eine Steigerung der Zugfestigkeit, Streckgrenze und Härte und eine Erniedrigung der Dehnung (5) (33) (52) (55) (47) (**Abbildung 2.11**). Es liegt jedoch ein Grenzwert vor, bei dem eine weitere Zugabe nur eine geringe Wirkung auf die mechanischen Eigenschaften hat. Dieser wurde im Fall von Y-Proben des Typ II nach DIN EN 1563 mit 0,8 gew.% ermittelt. Bis zu diesem Gehalt werden die Zugfestigkeit und Streckgrenze gesteigert, während die Dehnung abnimmt. Bei Überschreiten der 0,8 gew.% Kupfer ist keine Variation der mechanischen Eigenschaften

zu verzeichnen (30). Zudem kommt es zur Steigerung der Härte (47) (57), dabei wird durch die Kupferzugabe sowohl die Härte des Ferrits als auch die des Perlits erhöht (6). Darüber hinaus findet eine Senkung der Kerbschlagarbeit statt (47).

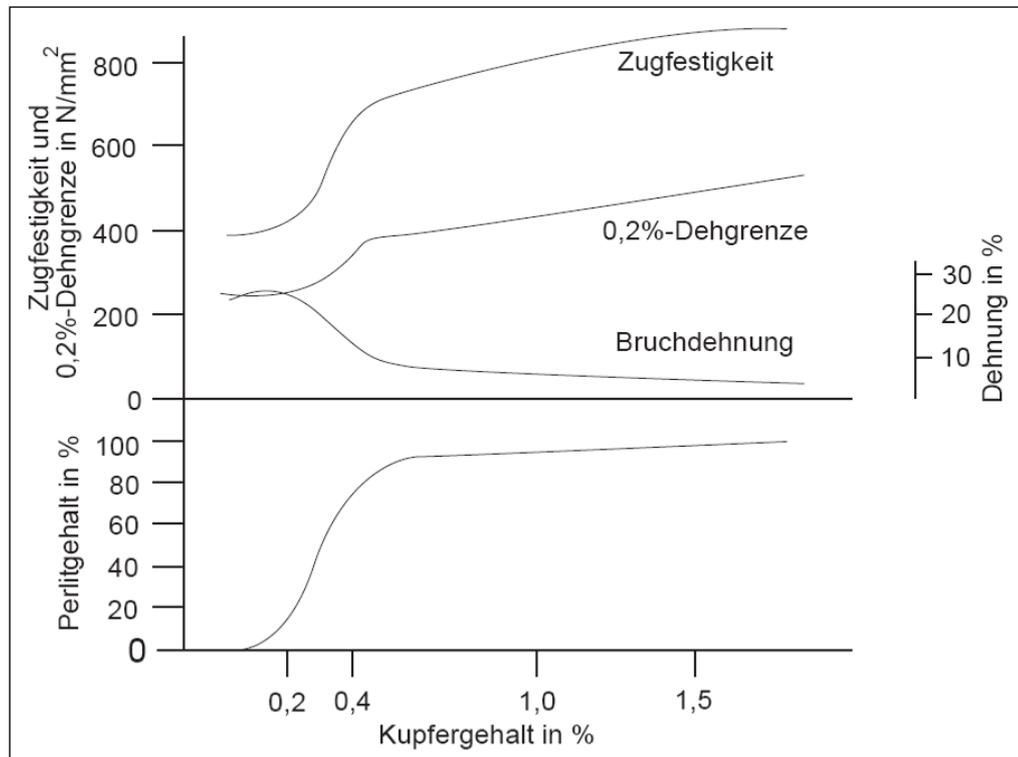


Abbildung 2.11: Einfluss des Kupfergehaltes auf die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit (34).

2.2.1.3 Nickel

In herkömmlichen Sphärogusslegierungen liegt die Zugabemenge zwischen 0,01-2,00 gew.%, in hochlegierten Gusseisensorten - wie beispielsweise Ni-resist - sind je nach Güte, Nickelgehalte von 18–37 gew.% vorzufinden (2). Das Zulegieren von Nickel geschieht häufig als Reinmetall (%Ni>99,5) in Form von Pellets oder Kugeln. Ein Abbrand des Nickels findet nicht statt (35). Nickel kann in Gusseisen ohne nachteilige Wirkung zugegeben werden, wodurch es weitverbreitet eingesetzt wird (3). In großen Mengen hat Nickel bei der Erstarrung keine carbid-stabilisierende Wirkung und kann daher ohne Gefahr in großen Mengen zulegiert werden (33) (34) (11).

Durch die Zugabe wird sogar während der Erstarrung eine Graphitisierung begünstigt (3), das Austenitgebiet aufgeweitet und die Austenitumwandlung zu tieferen Temperaturen und längeren Zeiten verschoben. Daher kommt es zur Stabilisierung des Austenits.

Bereits durch das Hinzulegieren von 1 gew.% Nickel wird die eutektoide Umwandlungstemperatur um 15 K gesenkt (33) (58). Bei höheren Gehalten kommt es, je nach Wanddicke, zur Bildung eines bainitischen oder martensitischen Grundgefüges, bei zunehmenden Gehalten an Restaustenit (33).

Des Weiteren wird durch die Verzögerung der Austenitumwandlung die Bildung von Ferrit gehemmt, so dass durch die Zugabe von Nickel das Ferrit/Perlit-Verhältnis im Grundgefüge eingestellt werden kann. Die perlitisierende Wirkung des Nickels ist jedoch, im Vergleich zu Kupfer (33), um den Faktor drei bis fünf schwächer.

Bei der eutektoiden Umwandlung wirkt es leicht perlitisierend und erhöht die Feinheit des Perlits. Dies hat eine Steigerung der Festigkeit zur Folge (3).

Durch Nickel wird der Perlit nicht verfeinert, sondern es findet eine Mischkristallverfestigung statt, die zu einer höheren Härte führt (33) (51) (59) (37). Dieser Effekt wird jedoch mit zunehmender Wanddicke schwächer (33). Dies steht im Widerspruch zu (34), worin eine Verfeinerung Perlits durch die Zugabe von Nickel beobachtet wird.

Eine vollständig perlitische Matrix wird jedoch nur mit hohen Gehalten an Nickel erreicht, welche nicht näher spezifiziert sind (34) (51) (58).

Die Konzentration von Nickel in den eutektischen Zellen nimmt vom Graphit bis zur Korngrenze ab (33).

Durch Nickel wird die Löslichkeit von Kupfer erhöht, so dass es auch bei hohen Kupfergehalten bei Anwesenheit von Nickel nicht zur Bildung von Kupferausscheidungen kommt (5) (55).

Ähnlich wie beim Kupfer ist auch bei Nickel ein Grenzgehalt festzustellen, bei dem die weitere Zugabe keinen weiteren Effekt auf die mechanischen Eigenschaften zeigt. Dieser liegt bei 1,4 gew.% (30). Dies steht im Widerspruch zu (34), worin beschrieben ist, dass die Zugfestigkeit, 0,2 %-Dehngrenze und Härte stetig steigt, während die Dehnung bis zu einem Gehalt von ca. 3 gew.% Nickel immer stärker sinkt und darüber hinaus weitestgehend konstant bleibt (**Abbildung 2.12**).

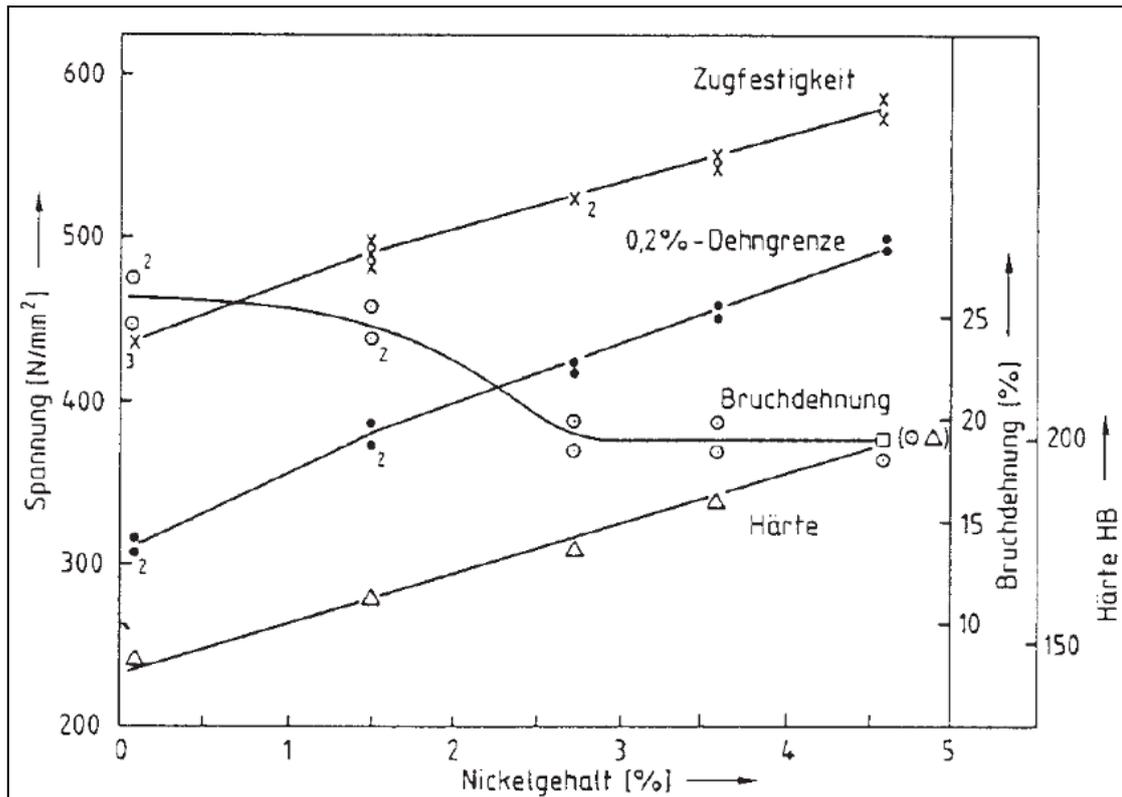


Abbildung 2.12: Einfluss des Nickelgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit (34).

Bis zu einem Gehalt von 1,4 gew.% findet eine Verfestigung des Ferrits, eine leichte Steigerung des Perlitgehaltes, sowie dessen Feinung statt. Dies resultiert in einer Steigerung der Zugfestigkeit und Streckgrenze. Die nur geringe Senkung der Dehnung ist auf die dehnungssenkende Perlitisierung bei gleichzeitiger Dehnungssteigerung durch die feinere Perlitstruktur zurückzuführen (30).

2.3 Gefügeuntersuchung bei Gusseisen

Gefügeuntersuchung von Gusseisenwerkstoffen werden lichtmikroskopisch und am Rasterelektronen-Mikroskop (REM), sowie mittels energiedispersiver Röntgendiffraktometrische-Elementanalysen (EDX-Analyse) durchgeführt.

Bei der lichtmikroskopischen Gefügeuntersuchung werden Gefügemerkmale wie Sphärolitendichte, deren Form nach (17) bzw. bei computergestützter Bildanalyse deren geometrische Form, sowie die Zusammensetzung der Matrix bspw. Ferrit/Perlit-Verhältnis bestimmt. Für die Beschreibung der geometrischen Form wird bspw. die Rundheit angegeben. Die Berechnung für die Rundheit ist folgende (60):

$$Rundheit = \frac{4 \cdot A_{Graphit}}{\pi \cdot (maxFerret)^2}$$

$A_{Graphit}$: Fläche des Graphits

$maxFerret$: maximaler Durchmesser des Graphits

Bei der REM / EDX-Analyse lassen sich darüber hinaus noch die chemische Zusammensetzung einzelner Phasen bestimmen (61). Die Analyse der chemischen Zusammensetzung durch die EDX-Analyse kann bei Elementen mit einer Ordnungszahl größer 12 mit einer Genauigkeit von 0,1-0,2 gew.% ermittelt werden, bei Elementen mit kleinerer Ordnungszahl (<12) verschlechtert sich die Auflösung erheblich, bis die Nachweisgrenze bei einer Ordnungszahl <4 erreicht ist (62). Die Bestimmung des Kohlenstoffgehaltes (Ordnungszahl 6) ist daher kaum möglich. Für Elemente, welche nur in kleinen Mengen zugegeben werden, wie bspw. Magnesium (0,03-0,05 gew.%) ist die Genauigkeit einer EDX-Messung nicht ausreichend (62).

2.4 Prüfung der statischen mechanischen Eigenschaften

2.4.1 Zugversuch

Der Zugversuch ist ein Prüfverfahren zur Bestimmung der statischen mechanischen Eigenschaften. Der Zugversuch wird nach EN 10002-1 (63) durchgeführt. Dabei wird eine Probe in einer Zugmaschine bei konstanter Geschwindigkeit auf Zug beansprucht (**Abbildung 2.13**). Als Messgrößen werden die Kraft K und die Verlängerung Δl der Probe aufgezeichnet. Wird die Spannung σ (Kraft bezogen auf Anfangsquerschnitt der Probe) gegen die Dehnung ε (Verlängerung bezogen auf die Anfangslänge der Probe) aufgetragen, ergibt sich eine so genanntes technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm (64).

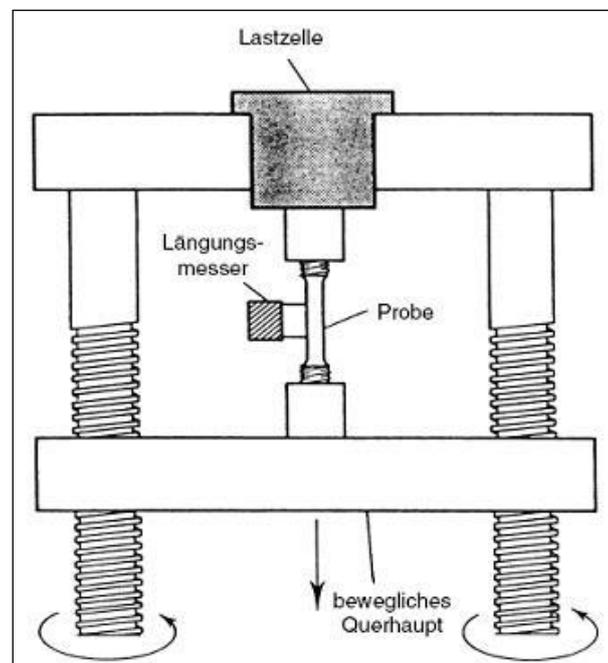


Abbildung 2.13: Zugmaschine schematisch (64).

Aus den technischen Diagrammen können, wie in **Abbildung 2.14** und **Abbildung 2.15** zu sehen, verschiedene technologische Größen bestimmt werden. Diese sind unter anderem die Streckgrenze ($R_{p0,2}$), Zugfestigkeit (R_m) und Bruchdehnung (A).

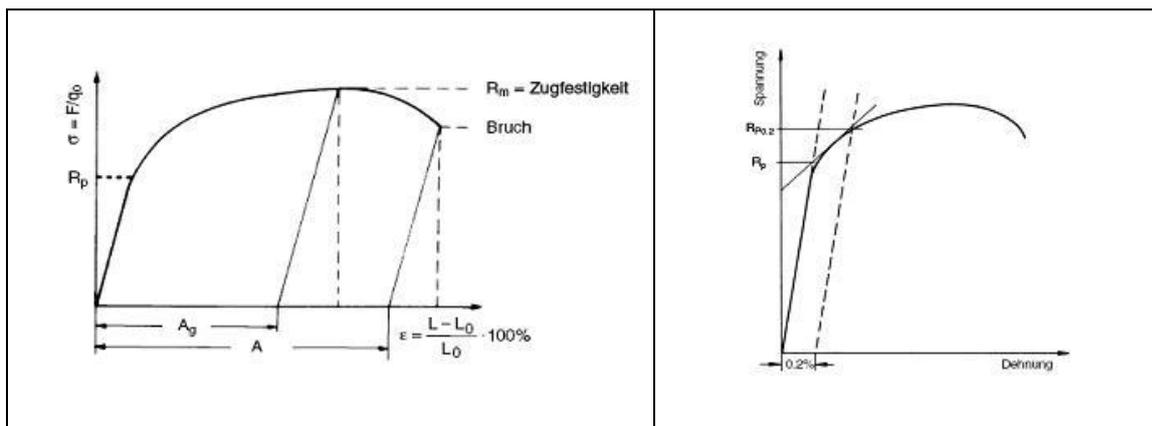


Abbildung 2.14: Zugfestigkeit (64).

Abbildung 2.15: Streckgrenze (64).

Der Zugfestigkeit entspricht die maximale Spannung des Spannungs-Dehnungsdiagramms. Die Streckgrenze wird durch Einzeichnen einer Parallelen zum linear-elastischen Bereich bei 0,2 % Dehnung ermittelt. Der Schnittpunkt der Geraden mit dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm ergibt die Streckgrenze $R_{p0,2}$. Die Bruchdehnung wird durch das Anlegen der Parallelen an den Endpunkt des Diagramms bestimmt.

Die Form der Zugprobe wird in der DIN-50125 (65) vorgegeben. Darin werden unterschiedliche Geometrien vorgeschlagen, die je nach Prüfung, Einspannmöglichkeit und Probengröße gewählt werden können. In dieser Arbeit wird die in **Abbildung 2.16** dargestellte Form A verwendet. Dabei handelt es sich um eine Rundprobe mit glatten Zylinder-Köpfen zum Einspannen in Spannkeilen. Die Dimensionierung der Probe kann nach **Tabelle 2.4** auf Zugmaschine und Ausgangsprobengröße angepasst gewählt werden.

Für Gusseisen mit Kugelgraphit sind in der DIN EN 1563 (25) verschiedene Probenarten, sowie verschiedene Probengeometrien zur Entnahme einer Zugprobe vorgegeben. Die Probenarten umfassen die angegossene, mit gegossene oder die aus dem Bauteil entnommene Probe.

Die angegossene Probe ist entweder direkt mit dem Gussteil oder über das Gießsystem mit diesem verbunden. Die Probe sollte eine dem Gussteil ähnliche Wandstärke aufweisen. Die Proben werden abhängig von der Wanddicke mit A, B, C oder D typisiert. Die Geometrie sowie die Anbindung der Probe an das Gussteil bzw. Gießsystem ist in **Abbildung 2.17** zu sehen.

Die getrennt gegossene Probe wird, wie der Name schon sagt, getrennt von dem Gussteil gegossen. Dazu stehen nach der Norm drei verschiedene Probengeometrien zur Verfügung, wobei die Probenmöglichkeit 2, welche auf Grund ihrer Form auch als Y-Probe bezeichnet wird, am gebräuchlichsten ist. Wie bei den angegossenen Proben findet hier eine Bezeichnung nach der vorliegenden Wanddicke statt und wird mit römischen Zahlen von I bis IV nummeriert (**Abbildung 2.18**).

Für die aus dem Bauteil entnommene Probe ist die Wahl des Ortes und die Größe der Probe entscheidend. Der Entnahmeort muss die im Gussteil vorherrschende Wanddicke besitzen und die daraus entnommene Probe darf im Durchmesser maximal $1/3$ und minimal $1/5$ der Wanddicke betragen.

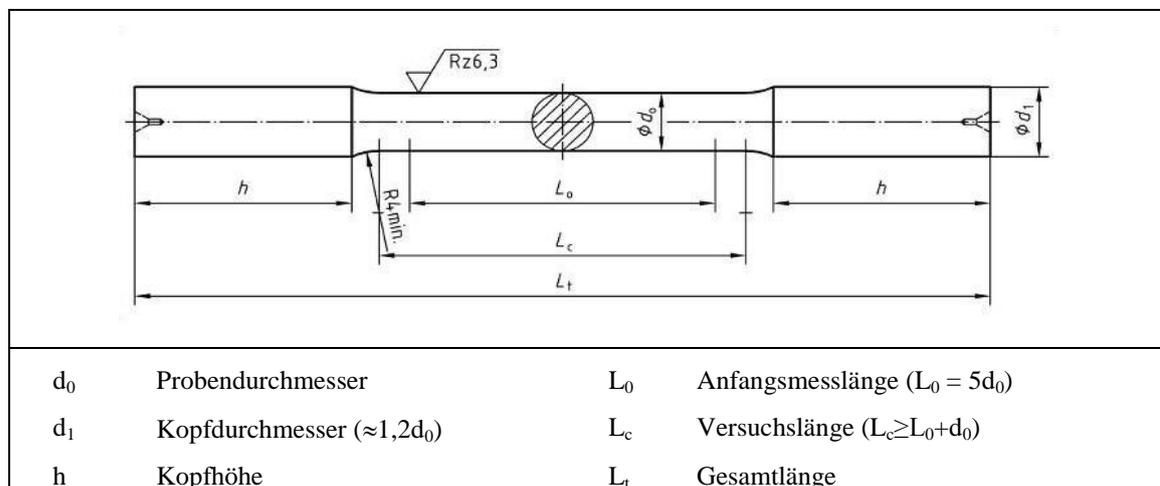


Abbildung 2.16: schematische Darstellung einer Rundprobe mit glatten Zylinder-Köpfen zum Einspannen in Spannkeilen (65).

Tabelle 2.4: Maße zur Herstellung von Zugproben; alle Angaben in [mm] (65).

d₀	L₀	d₁ ≈	H min.	L_c min.	L_t min.
4	20	5	16	24	65
5	25	6	20	30	80
6	30	8	25	36	95
8	40	10	30	48	115
10	50	12	35	60	140
12	60	15	40	72	160
14	90	17	45	84	185
16	80	20	50	96	205
18	90	22	55	108	230
20	100	24	60	120	250
25	125	30	70	150	300

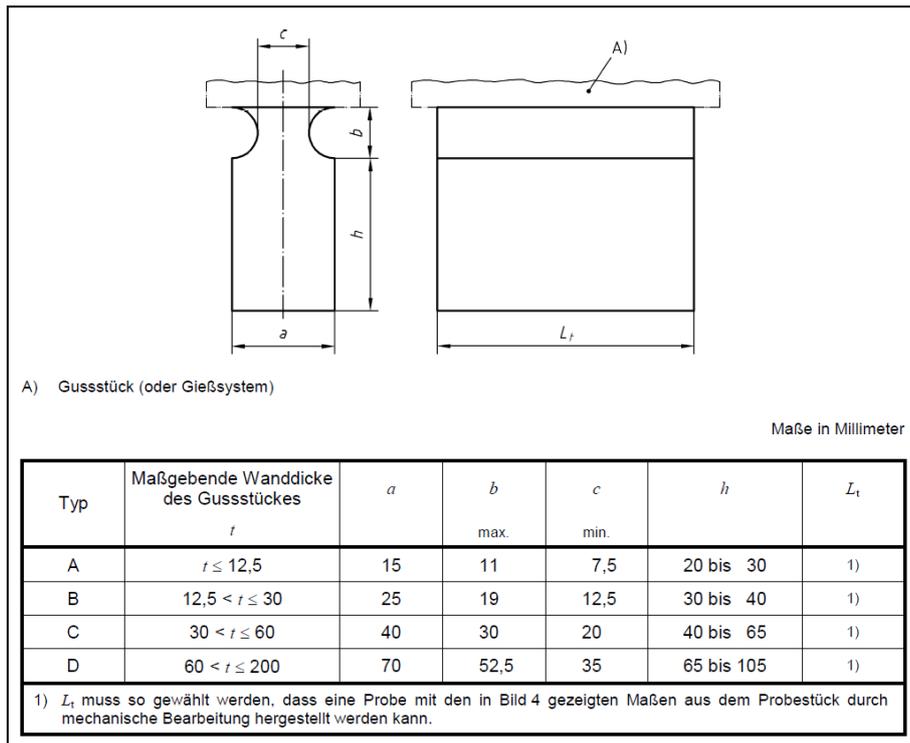


Abbildung 2.17: schematische Darstellung der angegossenen Probe nach (25).

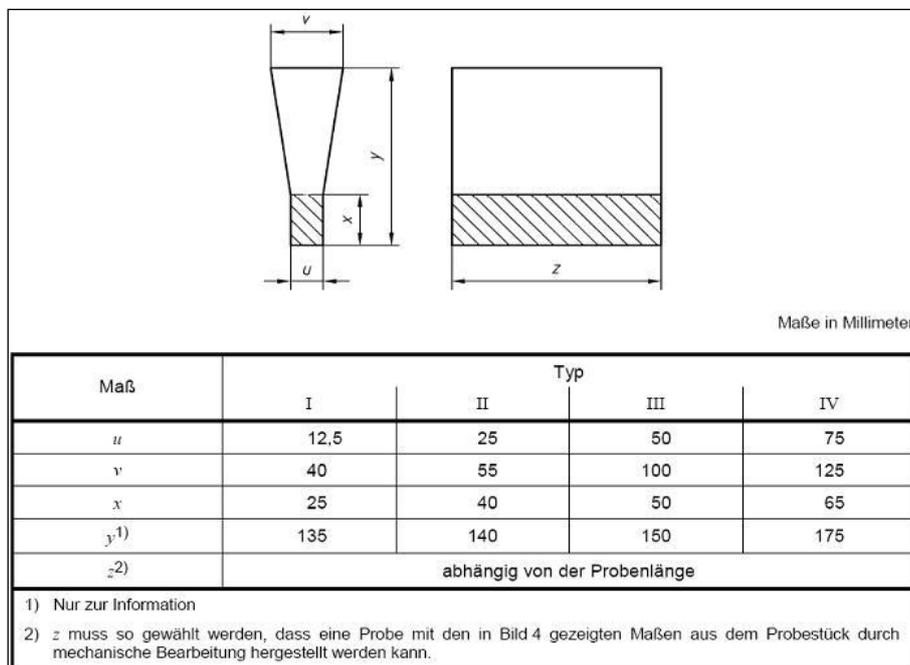


Abbildung 2.18: Auszug der DIN EN 1563 (25) für getrennt gegossene Proben (Möglichkeit 2; Y-Probe).

2.4.2 Härteprüfung

Die Härte eines Werkstoffs ist der Widerstand, den dieser einer elastischen/plastischen Verformung dem eindringenden Prüfkörper entgegengesetzt. Bei der quasistatischen Eindringhärteprüfung, die üblicherweise bei Gusseisenwerkstoffen Verwendung findet, wird ein harter Prüfkörper senkrecht zur Werkstückoberfläche in diese eingedrückt. Der Prüfkörper besitzt eine definierte Geometrie. Er kann die Form einer Kugel, Kegel oder Pyramide haben (**Abbildung 2.19**). Nach der Prüfkörperform werden die Verfahren unterschieden. Zur Bestimmung der Härte wird nur die plastische Verformung des Werkstoffes, welche durch das Eindringen des Prüfkörpers verursacht werden, berücksichtigt (66).

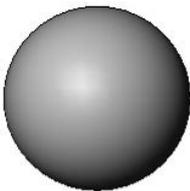
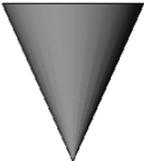
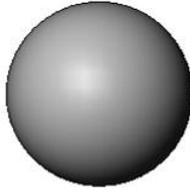
	Kugel Brinell (HB) Rockwell B (HRB)	Kegel Rockwell C (HRC)	Pyramide Knoop (HK)	Pyramide Vickers (HV)
				
				
Eignung für Prüfung von heterogenen Gefügen	hoch	mäßig	mäßig	mäßig
Eindruck Ausprägung bei hochfesten Werkstoffen	gering	hoch	hoch	hoch
Sicherheit vor Rissbildung bei hochfesten Werkstoffen	hoch	hoch	hoch	gering

Abbildung 2.19: Übersicht der Prüfkörper und deren Anwendung zur Bestimmung der Härte von Werkstoffen (66).

Das am häufigsten angewendete Verfahren ist das Vickers Härteprüfverfahren. Dieses ist nach der DIN EN ISO 6507-1 (67) genormt. Die Vorteile dieses Verfahrens liegen in der besseren Auswertemöglichkeit, sowie der Möglichkeit mit geringen Kräften prüfen zu

können. Zudem ist der Härtewert von der Prüfkraft unabhängig, wenn diese im Normallastbereich ($F > 49,05 \text{ N}$) liegt (66).

Der beim Vickers-Verfahren angewendete Prüfkörper besteht aus einem pyramidenförmigen Diamanten, mit einem Öffnungswinkel von 136° . Bei der Prüfung ist zu beachten, dass die Positionen der Eindrücke bei hochfesten Werkstoffen einen Randabstand von mehr als dem 2,5-fachen des Eindruckdurchmessers (d) und einen Eindruckmittenabstand von mehr als $3,0 d$ aufweist.

Die Härtemessung wird nach einem festen Ablauf durchgeführt. Die Kraft steigt innerhalb der ersten zehn Sekunden auf die Prüflast F an, die dann für weitere zehn Sekunden gehalten wird. Anschließend wird die Probe entlastet, die Diagonalen des Eindrucks gemessen und der Mittelwert gebildet. Anhand der Diagonalen kann nach folgender Formel die Härte berechnet werden (66):

$$HV = \frac{F[N]}{9,81 \cdot \frac{d^2}{2 \cdot \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}}$$

Für Gusseisenwerkstoffe wird auf Grund seines ungleichmäßigen Aufbaus die Härteprüfung nach Brinell durchgeführt.

Soll die Mikrohärtigkeit eines Werkstoffes bestimmt werden, kommt unabhängig vom Werkstoff, als Prüfkörper eine Pyramide zum Einsatz und ist damit dem Verfahren nach Vickers ähnlich.

2.5 Thermodynamische Berechnungen für Gusseisen

Bei thermodynamischen Berechnungen werden Phasendiagramme und Erstarrungsabläufe aus thermodynamischen Daten, wie Enthalpie, freie Enthalpie, Wärmekapazität und Aktivitäten berechnet (68).

Die thermodynamischen Berechnungen finden in der Eisenmetallurgie bereits viele Anwendungen, um den Phasenaufbau von Stählen nachzuvollziehen (69) (70). Für die Gusseisenwerkstoffe wird dieses Werkzeug jedoch nur selten verwendet. Dies beruht darauf, dass die Phasenumwandlungen im Gusseisen nicht nach dem thermodynamischen Gleichgewicht verlaufen, sondern kinetische Effekte, wie bspw. die Keimbildung den Ablauf stark beeinflussen. Die kinetischen Effekte sind zum Teil bekannt aber

weitestgehend unerforscht. Die Keimbildung ist bei der Bildung des Gusseisengefüges von großer Bedeutung. Diese beeinflusst die Unterkühlung der Schmelze und die Wärmebildung während der Erstarrung, wodurch der Temperaturhaushalt der Schmelze verändert wird (71).

Für die Graphitkeimbildung wurde bereits eine exponentielle Funktion in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung, der Impfung und Unterkühlung der Schmelze modelliert (72). In der Arbeit von A. Sommerfeld konnte durch mikroskopische Berechnung mit MICRESS die Graphitkeimbildung genauer untersucht und die Bildungstemperatur der Keime, sowie das Ankeimen und Wachstum des Graphits an diesen, bestimmt werden. Dazu wurden Phasenfeldsimulationen mit MICRESS durchgeführt, bei denen MnS-Partikel als Keimstellen für den Graphit identifiziert wurden (**Abbildung 2.20**). Dies konnte auch durch experimentelle Untersuchungen bestätigt werden (73).

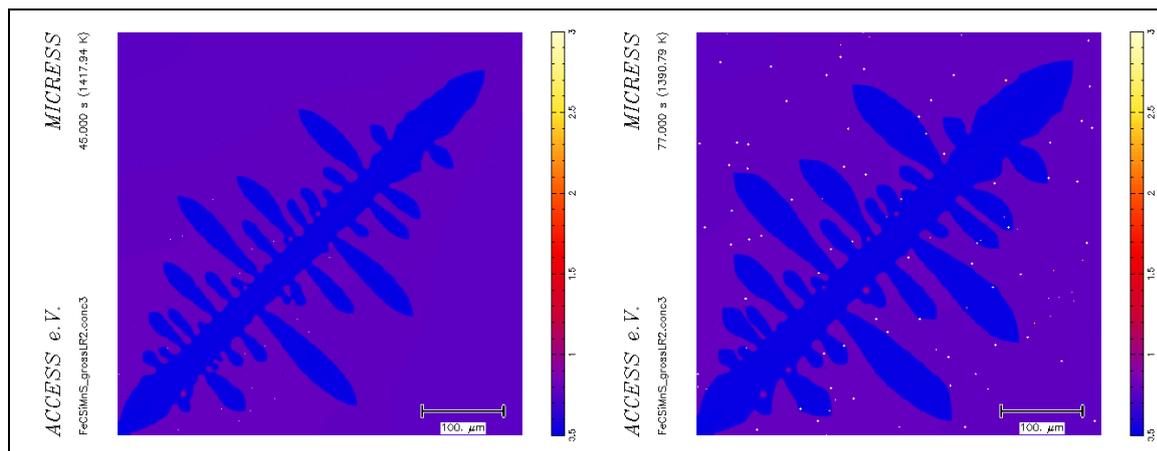


Abbildung 2.20: Räumliche Verteilung der MnS-Partikel als mögliche Keime für die Graphitkristallisation bei $T=1418\text{ K}$, links bzw. bei $T=1391\text{ K}$, rechts. Gezeigt ist die Mn-Konzentration in Gewichtsprozent (73).

Neben der Keimbildung ist auch das Seigerungsverhalten von Elementen während der Erstarrung von großer Bedeutung. Lacaze verwendet zur Abbildung dieses kinetischen Effektes während der Erstarrung von Gusseisen mit Kugelgraphit ein physikalisch basiertes Mikroseigerungsmodell (74).

3 Versuchsplanung

Zur Beschreibung der Wirkung von Silizium, Kupfer und Nickel auf die Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit wird die in **Tabelle 3.1** dargestellte Basiszusammensetzung gewählt. Diese entspricht einer typischen Sphärogusszusammensetzung. Die Variation der Gehalte von Silizium, Nickel und Kupfer wird gewählt, da diese eine wichtige Rolle in „unlegierten“ und legierten GJS-Werkstoffen spielen und in aktuellen Legierungsentwicklungen häufig verwendet werden, um die technologischen Eigenschaften zu beeinflussen. Von diesen drei Elementen soll die Einzel- und Wechselwirkung auf die mechanischen und Gefügeeigenschaften von GJS-Werkstoffen untersucht werden.

Tabelle 3.1: festgesetzte und variable Elementgehalte für die Versuche.

Element	C	Si	Ni	Cu	Mg	P	S	Mn
Gehalt [gew.%]	3,3-3,5	var.	var.	var.	0,04 min	0,02 max	0,02 max	0,2 max

Da sich bereits in der Literatur zeigt, dass die Wirkung der einzelnen Elemente kein lineares Verhalten aufweist, muss ein Versuchsplan gewählt werden, welcher dies berücksichtigen kann. Dabei kommt ein quadratisches Modell zur empirischen Beschreibung zum Einsatz. Für drei Faktoren ergibt sich die folgende Formel:

$$y_i = \beta_0 + \beta_1 \cdot x_1 + \beta_2 \cdot x_1^2 + \beta_3 \cdot x_2 + \beta_4 \cdot x_2^2 + \beta_5 \cdot x_3 + \beta_6 \cdot x_3^2 + \beta_7 \cdot x_1 \cdot x_2 + \beta_8 \cdot x_1 \cdot x_3 + \beta_9 \cdot x_2 \cdot x_3$$

Hierin berücksichtigt werden die linearen und quadratischen Anteile der Faktoren x_1 bis x_3 und die zweifache Wechselwirkung der Faktoren. Werte für die Koeffizienten β_i werden über eine Korrelationsrechnung bestimmt. Die Zielgröße ist mit y_i bezeichnet.

3 Versuchsplanung

Zur Beschreibung eines quadratischen Modells ist es notwendig, dass der Versuchsplan mehr als zwei Stufen enthält. Mit einem zentral zusammengesetzten Versuchsplan ist dies gegeben. Dieser besteht aus drei Komponenten:

- 1 Der "Würfel" stellt einen vollständigen faktoriellen 2^3 -Plan dar und beinhaltet damit 8 Faktorkombinationen, wobei die drei Faktoren jeweils auf zwei Stufen variiert werden.
- 2 Durch das Hinzufügen des "Zentrumspunkts" ist es möglich zu erkennen, ob Abweichungen von der Linearität vorliegen. Die Abweichung von der Linearität kann jedoch allein durch den "Würfel" und den "Zentrumspunkt" keinem Faktor genau zugeordnet werden.
- 3 Um eine Zuordnung des quadratischen Effektes zu einem Faktor zu realisieren, muss der Versuchsplan um den sogenannten „Stern“ erweitert werden.

Eine grafische Darstellung des Versuchsplans ist in **Abbildung 3.1** zu sehen. Die Achsen A, B und C stellen dabei die Faktoren dar.

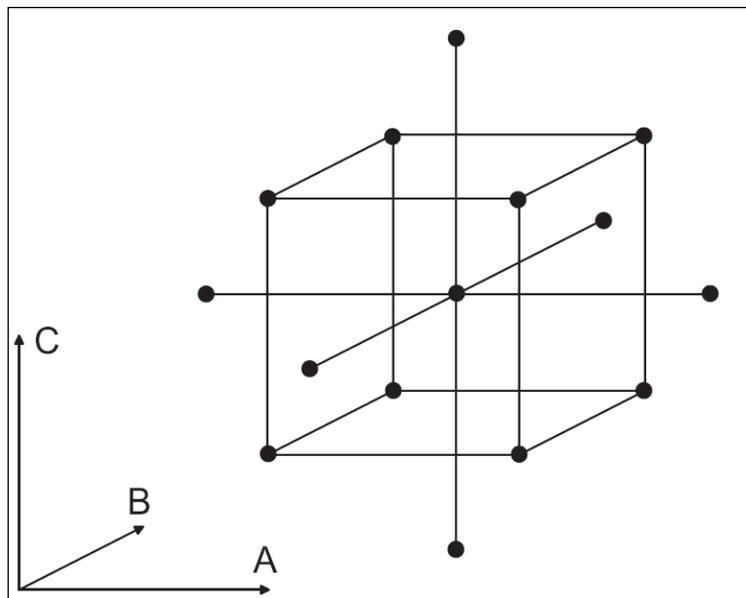


Abbildung 3.1: grafische Darstellung eines zentral Zusammengesetzten Versuchsplans mit den drei Faktoren A, B und C.

In **Tabelle 3.2** ist die Faktorstufenkombination für drei Faktoren dargestellt. Die Faktorstufen sind auf die Werte -1; 0; 1, sowie α und $-\alpha$ normiert. Während die Werte für die Faktorstufen -1; 0; 1 frei gewählt werden können ist der Wert α bzw. $-\alpha$ anhand des aufgestellten Versuchsplans zu berechnen. Durch die Berechnung wird die Orthogonalität des Versuchsplans sichergestellt. Bei vorhandener Orthogonalität sind die bestimmten Koeffizienten β unabhängig voneinander, sowie ist deren Vertrauensbereich schmaler. Die Terme zur Berechnung von α sind wie folgt:

$$\alpha^2 = \frac{1}{2} \left(\sqrt{N \cdot N_w} - N_w \right)$$

N_w = Anzahl der Einzelversuche im Würfel (2^3 : Zwei Faktorstufe; Drei Faktoren)

N = Gesamtzahl Einzelversuche

Für die **Tabelle 3.2** lässt sich α und $-\alpha$ mit 1,215 bzw. -1,215 berechnen.

$$\alpha^2 = \frac{1}{2} \left(\sqrt{15 \cdot 8} - 8 \right) = 1,477$$

$$\alpha = \pm 1,215$$

Tabelle 3.2: tabellarische Aufführung der Faktorstufenkombinationen eines zentral zusammengesetzten Versuchsplans.

Versuchs-Nr.	Faktor A	Faktor B	Faktor C	Erläuterung
1	-1	-1	-1	„Würfel“ vollständig faktoriell
2	1	-1	-1	
3	-1	1	-1	
4	1	1	-1	
5	-1	-1	1	
6	1	-1	1	
7	-1	1	1	
8	1	1	1	
9	$-\alpha$	0	0	„Stern“ jeder Faktor getrennt
10	α	0	0	
11	0	$-\alpha$	0	
12	0	α	0	
13	0	0	$-\alpha$	
14	0	0	α	
15	0	0	0	Zentrum

Die Stufen der variierenden Elemente sind in der **Tabelle 3.3** dargestellt. Für das Element Nickel werden die Stufen für die Sternversuche nicht nach dem berechneten α vorgegeben, da für $-\alpha$ ein negativer Nickelgehalt das Ergebnis ist. Für Silizium und Kupfer wurden die Stufen für $\pm \alpha$ geringfügig größer gewählt, da sonst der Unterschied zu ± 1 nur ein Zehntel beträgt, welcher praktisch nur schwer zu realisieren ist. Die Bereiche der Gehalte wurden auf Grundlage des Standes der Technik festgesetzt. Aus dieser Tabelle lassen sich nun mit dem Versuchsplan die durchzuführenden Versuche zusammenstellen (**Tabelle 3.4**).

$$\alpha_{Wert} = (1)_{Wert} + ((1)_{Wert} - (0)_{Wert}) \cdot (\alpha - 1)$$

$$-\alpha_{Wert} = (-1)_{Wert} - ((0)_{Wert} - (-1)_{Wert}) \cdot (\alpha - 1)$$

Tabelle 3.3: Festgelegte Stufen für die variablen Elementengehalte Silizium, Nickel und Kupfer in [gew.%].

Stufe Element	-1	0	1	- α	α
Silizium	2,5	3,0	3,5	2,3	3,7
Kupfer	0,3	0,8	1,3	0,1	1,5
Nickel	0,0	0,5	1,0	0,0	1,0

Tabelle 3.4: Der aus dem Versuchsplan und festgelegten Stufen resultierende Versuchsplan.

Versuch	Silizium [gew.%]	Kupfer [gew.%]	Nickel [gew.%]
1	2,50	0,30	0,00
2	3,50	0,30	0,00
3	2,50	1,30	0,00
4	3,50	1,30	0,00
5	2,50	0,30	1,00
6	3,50	0,30	1,00
7	2,50	1,30	1,00
8	3,50	1,30	1,00
9	2,30	0,80	0,50
10	3,70	0,80	0,50
11	3,00	0,10	0,50
12	3,00	1,50	0,50
13	3,00	0,80	0,00
14	3,00	0,80	1,00
15	3,00	0,80	0,50

4 Versuchsaufbau und Durchführung

4.1 Experimentelle Untersuchungen

4.1.1 Chemische Zusammensetzung

Zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Schmelze wird eine zylindrische Flachprobe entnommen, um diese später mit einem Funken-Spektrometer zu analysieren. Dazu wird Schmelze in eine Kupferkokille gegossen, die eine zylindrische Flachprobe als Kavität besitzt. Durch die Kupferkokille wird eine rasche Abkühlung der Schmelze erzwungen, wodurch es zur metastabilen Erstarrung dieser kommt.

Nach dem Abguss werden die Flachproben mit SiC-Papier (Körnung 80 mm^{-1}) plan geschliffen und anschließend analysiert. Für die Analyse wird das Spektrometer SPEKTROMAXx der Firma Spectro verwendet. Die Messung erfolgt dabei an drei unterschiedlichen Positionen auf der Probe.

4.1.2 Mechanischen Eigenschaften und Gefügeanalyse

Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften wird ein Prüfkörper nach der DIN EN 1563 verwendet. In dieser Untersuchung kommt die Y-Probe des Typ II zum Einsatz. Die Geometrie und Abmessungen des Probekörpers sind in **Abbildung 4.1** gezeigt. Neben den mechanischen Eigenschaften werden des Weiteren Proben für die Gefügeanalyse aus den Y-Proben entnommen. Zur Gewährleistung eines statistisch abgesicherten Ergebnisses werden mit einer Schmelze acht Y-Proben abgegossen. Zu diesem Zweck wird ein Modell verwendet, bei dem die acht Y-Proben sternförmig angeordnet sind und über einen gemeinsamen zentralen Einguss abgegossen werden. Durch den zentralen Einguss wird gewährleistet, dass die Proben mit identischer Schmelze und mit den gleichen Gießparametern abgegossen werden. Die Proben werden von der Unterseite angeschnitten, so dass eine möglichst turbulenzarme Formfüllung erreicht wird. Eine Zeichnung des Gussteils ist in **Abbildung 4.2** dargestellt. Als Einguss wird ein Kalpur Einguss-Filterspeiser der Firma FOSECO verwendet. Hierbei steht jedoch die Funktion als Filter im Vordergrund. Die Speisung über den Einguss ist geometriebedingt nicht möglich. Dies ist auch nicht notwendig, da die Probengeometrie selber einen Speiser beinhaltet.

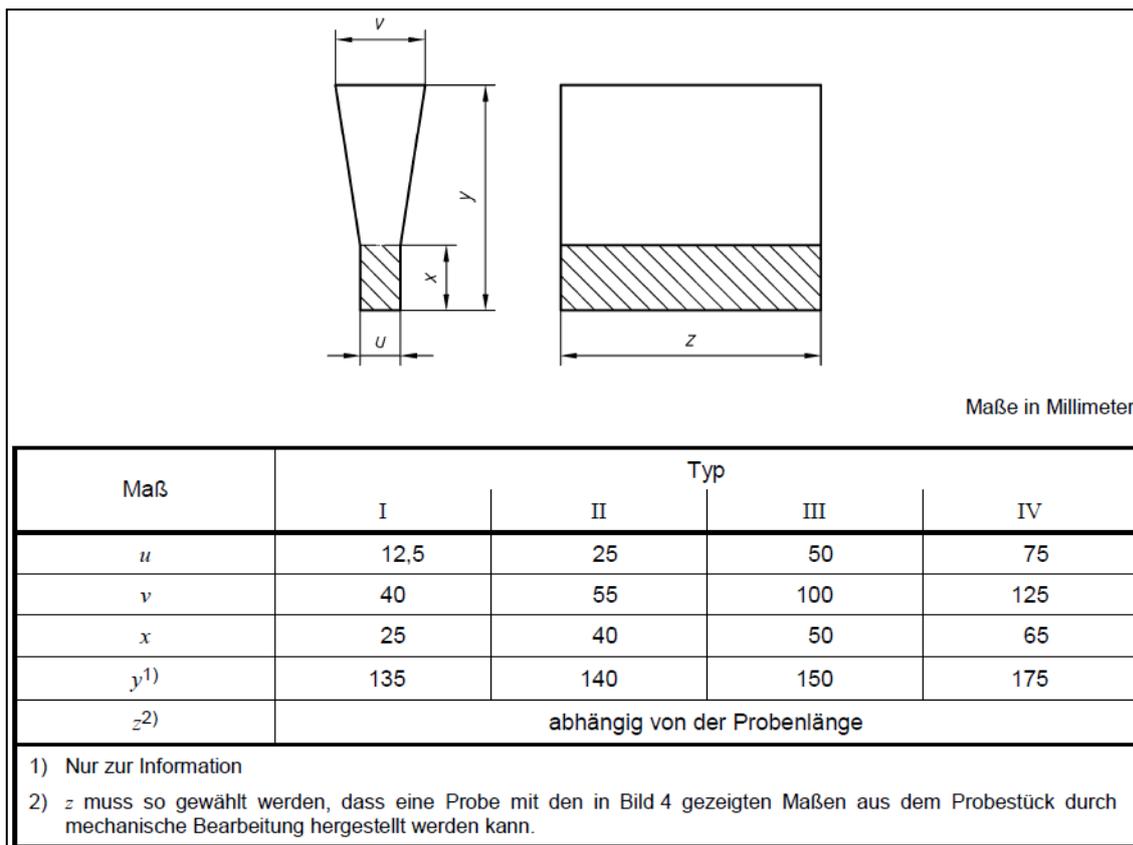


Abbildung 4.1: Auszug der DIN EN 1563 [8] für getrenntgegossene Y-Proben.

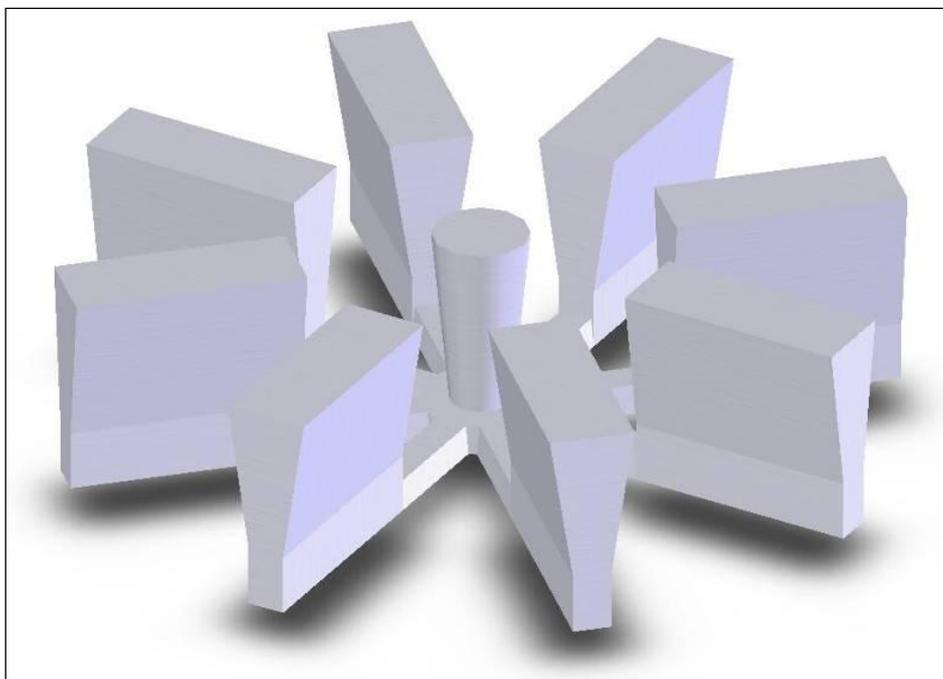


Abbildung 4.2: Zeichnung des verwendeten Gussteils mit zentralen Einguss und acht sternförmig angeordneten Y-Proben.

Als Formstoff wird Quarzsand der Güte F32 mit Furanharzbinder (Kaltharz U 404 und Aktivator 100 T 3 der Firma Hüttenes Albertus) verwendet. Das Mischungsverhältnis von Kaltharz und Aktivator beträgt dabei 3:1, wobei für ein Teil 0,5 gew.-% der verwendeten Quarzsandmenge zugrunde gelegt wird. Am Vergießplatz wird die Form zur Sicherheit gegen ein Aufschwimmen beim Vergießen mit Eisengewichten beschwert.

4.2 Schmelzen und Gießen

Zur Bestimmung des Einflusses der gewählten Legierungselemente auf die Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit wird für jeden Versuch eine separate Schmelze hergestellt. Die Schmelzen werden mit einem Mittelfrequenz Induktionsofen mit Ton-Graphit Schmelztiegel bereit gestellt. Für die Chargierung der Basisschmelze werden Roheisen (Sorelmetall TS-110 von Rio-Tinto) und Stahlschrott (Stanzrest aus LKW-Felgen) im Verhältnis 9:1 verwendet. Das Gewicht einer Basisschmelze beträgt 44 kg. Zur Einstellung der Zielgehalte von Silizium, Kupfer und Nickel wurde FeSi75 (75 % Silizium, 25 % Eisen), rein Kupfer (99,9 %) bzw. rein Nickel (99,9 %) verwendet. Bei der Einstellung des Siliziumgehaltes wird neben der Basisgattierung die spätere Zugabe von Siliziumträgern wie die Magnesiumvorlegierung und das Impfmittel berücksichtigt.

Der Verfahrensablauf vom Schmelzen bis zum Abguss ist in **Abbildung 4.3** dargestellt. Alle Rohstoffe werden, mit Ausnahme des Roheisens, bereits beim Aufschmelzvorgang vollständig in den Tiegel eingesetzt. Ein Teil des Roheisens wird aus Platzgründen im Schmelztiegel erst während des Aufschmelzens nachchargiert. Nach dem Erschmelzen der Einsatzmaterialien wird die Schmelze auf 1500 °C überhitzt und für 15 Minuten gehalten, um eine Homogenisierung dieser zu erzielen.

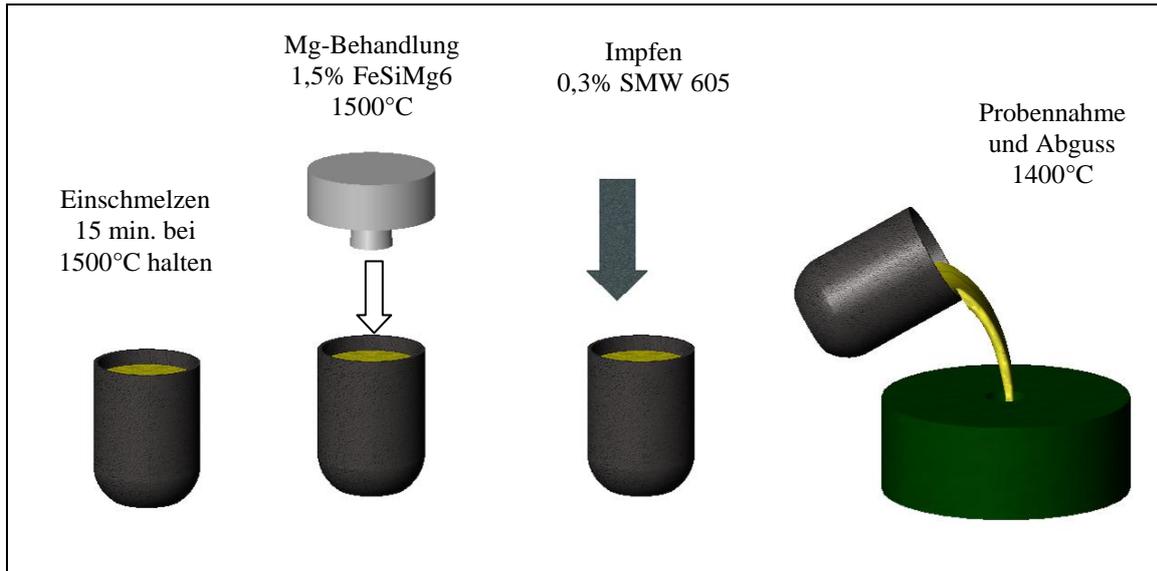


Abbildung 4.3: schematischer Versuchsablauf.

Nach der Haltezeit wird die Magnesiumbehandlung durchgeführt. Für diese wird das Tauchglockenverfahren angewendet. Dabei kommt eine Magnesiumvorlegierung mit 6 gew.% Magnesium zum Einsatz. Es handelt sich bei der verwendeten Vorlegierung um VL-63 (M) der Firma SKW. Diese wird mit einer Masse von 660 g zugesetzt. Zur Magnesiumbehandlung wird der Tiegel mit der Schmelze bei 1500 °C aus dem Ofen genommen und die Tauchglocke manuell in der Schmelze versenkt. Die chemische Zusammensetzung der verwendeten Vorlegierung ist in **Tabelle 4.1** angegeben.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Mg-Vorlegierung VL-63 (M).

Element	Gehalt [gew.%]
Magnesium	5,5 – 6,3
Calcium	1,9
Cer Mischmetall	0,7
Silizium	45
Eisen	Rest

Die Impfung findet nach der Magnesiumbehandlung statt. Dazu werden 0,3 gew.% (132 g) des Impfmittels SMW 605 von SKW in die Schmelze eingerührt. Dieses Impfmittel ist bismuthaltig auf Ferrosilizium-Basis und wird für die Herstellung von

Sphäroguss empfohlen. Die vollständige chemische Zusammensetzung ist nach dem Datenblatt des Herstellers in **Tabelle 4.2** aufgeführt.

Tabelle 4.2: Chemische Zusammensetzung des verwendeten Impfmittels SMW 605.

Element	Gehalt [gew.%]
Silizium	62 – 68
Aluminium	max. 1,0
Calcium	1,8 – 2,4
Selten Erden	0,8 – 1,2
Bismut	0,8 – 1,2
Eisen	Rest

Nach der Impfung wird die Flachprobe zur chemischen Analyse genommen. Dazu wird, mittels keramischen Gießlöffels, eine kleine Schmelzmenge aus dem Tiegel entnommen und in die Kupferkokille abgegossen. Nach der Probennahme erfolgt der Abguss der Form mit den acht Y-Proben.

4.3 Bestimmung der mechanischen Eigenschaften

4.3.1 Zugprüfung

Für die Überprüfung der mechanischen Eigenschaften wird aus jeder der acht Y-Proben je Abguss je eine Zugprobe entnommen und deren mechanische Eigenschaften im Zugversuch bestimmt. Die Probe wird im unteren schmalen Bereich der Y-Probe entnommen (**Abbildung 4.4**). In einem vorbereitenden Schritt wird ein Zylinder mittels Hohlbohrer aus dem Probenkörper entnommen. Anschließend wird dieser in eine CNC Drehbank gespannt und eine Zugprobe nach DIN 50125 herausgedreht. Die fertig bearbeiteten Zugproben haben im Messbereich einen Durchmesser von 8 mm und eine Länge von 40 mm. Die weiteren Abmessungen sind der **Abbildung 4.5** zu entnehmen.

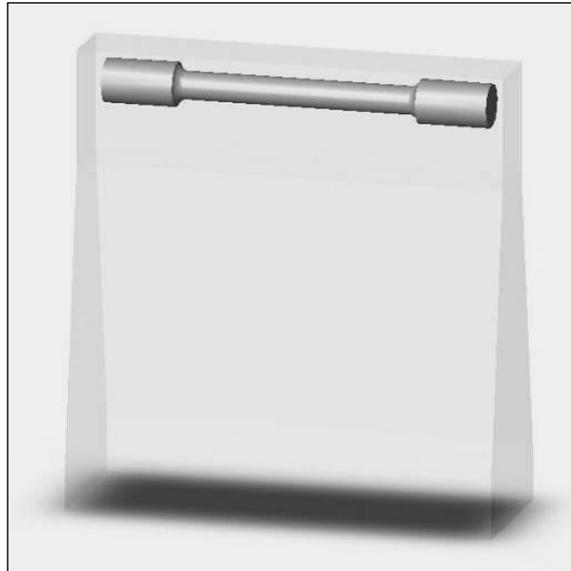


Abbildung 4.4: Entnahmeposition der Zugprobe aus der Y-Probe.

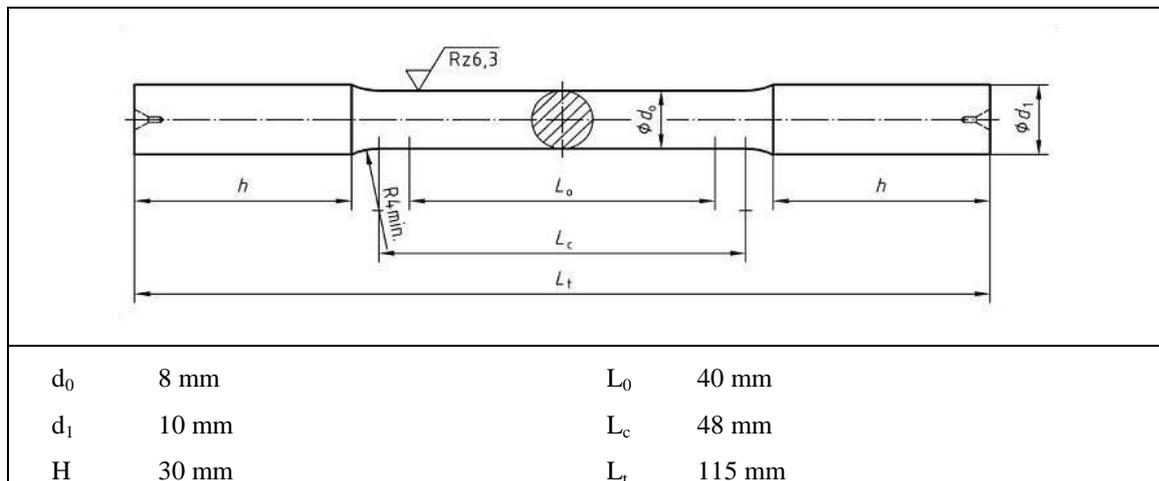


Abbildung 4.5: Schematische Darstellung der verwendeten Rundzugprobe mit glatten Zylinder-Köpfen zum Einspannen in Spannkeilen [7].

Die Proben werden in eine hydraulische Zugprüfmaschine eingespannt. Die Probe wird mit konstanter Querhauptgeschwindigkeit von 0,4 mm/min beansprucht. Dabei wird die auf die Probe übertragene Kraft mittels Kraftmessdose und die Längung mittels Laserextensometer gemessen. Die aufgewendete Kraft wird anhand des Anfangsquerschnitts der Probe in eine Spannung σ umgerechnet. Diese Spannung wird gegen die Längung der Probe in einem Diagramm aufgetragen. Aus dem Diagramm wird mit Hilfe einer Analysesoftware die Zugfestigkeit, Streckgrenze und Dehnung der Legierung bestimmt.

4.3.2 Härteprüfung

Die Härteprüfung wird anhand eines Stückes aus der Zugprobe vorgenommen. Dazu wird ein ca. 5 mm dickes Stück aus dem Kopfbereich der Zugprobe heraus getrennt. Die Probenposition ist in **Abbildung 4.6** dargestellt. Die Prüfung wird nach Vickers durchgeführt, um damit die Vergleichbarkeit mit der Mikrohärtigkeit, welche ebenfalls nach Vickers durchgeführt wird, zu gewährleisten. Als Parameter werden eine Prüfkraft von 294,2 N und eine Haltezeit von 20 Sekunden festgelegt. Es werden je Versuch alle acht Proben je dreimal gemessen.

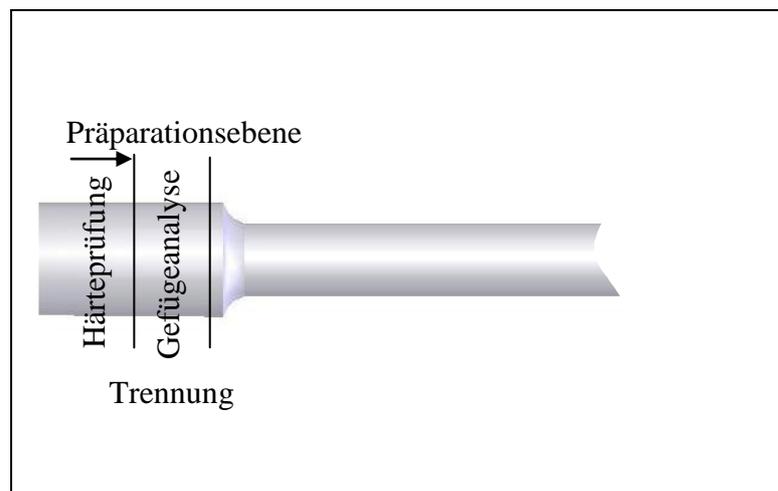


Abbildung 4.6: Entnahmeposition der Proben zur Härteprüfung und Gefügeanalyse.

4.4 Gefügeanalyse

4.4.1 Probenentnahme

Zur Gefügeanalyse werden ebenfalls Proben aus den zerrissenen Zugstäben entnommen. Dazu wird, wie in **Abbildung 4.6** dargestellt, ein Stück aus dem Probenkopf des Zugstabes entnommen. Die Entnahme der Probe aus dem Zugstab ist notwendig, um ein repräsentatives Gefügebild aus der Probe zu erhalten. Aus dem eigentlichen Prüfbereich kann keine Probe entnommen werden, da dort das Gefüge infolge von Verformungen, die durch den Zugversuch eingebracht wurden, verändert wurde.

Die Trennung erfolgt mit einer Nasstrennschleifmaschine um eine Gefügeveränderung durch den Wärmeeintrag beim Trennen zu vermeiden. Die Probe wird anschließend eingebettet und metallographisch präpariert.

4.4.2 Metallographische Präparation

Die heraus getrennten Proben werden mit dem Einbettmittel DEMOTEC 35 der Firma Demotec[®] in Kunststoff-Einbettformen für die anschließende metallographische Präparation eingebettet. Bei DEMOTEC 35 handelt es sich um ein 2-Komponenten Material, aus einem Pulver und einer Flüssigkeit auf Basis von modifiziertem Methylmethacrylat.

Die Proben werden anschließend nach den in **Tabelle 4.3** zu entnehmenden Präparationsschritten bearbeitet um das Gefüge sichtbar zu machen.

Tabelle 4.3: Präparationsschritte.

Unterlage [Körnung]	Suspension	Lubrikat	Geschwindigkeit [U/min]	Kraft einzel [N]	Zeit [min]	Reinigung
SiC [180]	-	Wasser	300	30	3	Wasser
SiC [320]	-	Wasser	300	30	3	Wasser/ Alkohol
SiC [500]	-	Wasser	300	30	3	Wasser/ Alkohol
Tuch	9 µm	Glycerin	150	28	5	Wasser/ Alkohol
Tuch	3 µm	Glycerin	150	12	6	Wasser/ Alkohol
Tuch	0,25 µm	Glycerin	150	12	5	Wasser/ Alkohol

Im ersten Schritt werden mit der SiC 320 Unterlage Unebenheiten und Einbettmasse von der Präparationsebene entfernt. In den nachfolgenden Schritten werden vor allem Kratzer der vorherigen Präparationsschritte und die verschmierten Gefügebestandteile entfernt. Die Reinigung mit Alkohol verhindert das Korrodieren der Probe.

Nach der Präparation sind im Auflichtmikroskop die Graphitausscheidungen als schwarze und die Matrix als helle Bereiche zu erkennen. Die in der Matrix enthaltenen Gefügebestandteile wie Ferrit, Perlit und Zementit werden durch Ätzung mit Salpetersäure (HNO_3) sichtbar. Die Konzentration der Ätzlösung beträgt 3 %.

4.4.3 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Aus jeder Versuchsreihe wurden an allen acht Proben jeweils sechs Bilder im polierten Zustand bei 100-facher Vergrößerung aufgenommen. An den geätzten Proben wurden jeweils nur drei Positionen, ebenfalls bei 100-facher Vergrößerung, fotografiert. Anhand dieser Bilder wird eine computergestützte Bildanalyse durchgeführt. Dabei werden an den Bildern der polierten Bilder die Sphärolitendichte, die Sphärolitengröße und weitere geometrische Größen des Graphits, zur Berechnung der Rundheit, bestimmt. Die Bilder der geätzten Proben dienen zur Messung des Ferrit- bzw. Perlitanteils.

4.4.4 REM-EDX Untersuchungen

Um Seigerungen der variierten Elemente sichtbar zu machen wird für die Sternversuche (Versuch 9 bis 14) ein Elementmapping durchgeführt. Dies lässt eine qualitative Beurteilung der Verteilung der Elemente zu.

4.4.5 Messung der Mikrohärtigkeit

Zur Analyse der Verfestigung der Gefügebestandteile Ferrit und Perlit durch die Elemente Silizium, Kupfer und Nickel wird eine Härtemessung dieser Phasen durchgeführt. Auf Grund der stark unterschiedlichen Härte und Größe beider Phasen werden verschiedene Prüfkräfte verwendet. Die Ferritmessung wird mit einer Prüfkraft von 10 g und die Perlitmessung mit 100 g durchgeführt. An jeder Probe werden je Phase zehn Messungen gemacht.

4.5 Thermodynamische Berechnungen

Für die in **Tabelle 3.4** aufgeführten Versuche werden thermodynamische Berechnungen durchgeführt. Zum Vergleich der Ergebnisse werden quasibinäre Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramme mit festen Silizium-, Kupfer- und Nickelgehalt erstellt. Anhand dieser wird die Verschiebung der Gleichgewichtstemperaturen und –konzentrationen bestimmt. Für die thermodynamischen Berechnungen wird die Software FactSage Version 6.1 mit der Datenbank FSstel verwendet. Bei dieser handelt es sich um eine für eisenreiche Materialien entwickelte Datenbank, welche für Stahl und Gusseisenwerkstoffe genutzt wird. Für die Berechnungen liegen dieselben Randbedingungen, wie im Versuchsplan dargestellt, vor. Als chemische Analyse werden die Gehalte an Silizium, Kupfer und Nickel eingegeben und das Ergebnis im Eisen-Kohlenstoff-System ausgegeben. Zur besseren Veranschaulichung werden die Sternversuche (Versuch 9 bis 14), sowie der Zentrumsversuch (Versuch 15) für die thermodynamischen Berechnungen verwendet. Die weiteren Versuche (Versuche 1 bis 8) werden nicht für die Berechnung gebraucht, da diese mit einer Wechselwirkung belegt sind und daher der Vergleich der Ergebnisse nur schwer möglich ist.

5 Versuchsauswertung

5.1 Ergebnisse aus den Experimenten

5.1.1 Chemische Zusammensetzung

Die chemische Analysen der Schmelzen sind in **Tabelle 5.1** und **Tabelle 5.2** dargestellt. Der Tabelle ist zu entnehmen, dass die Ist-Analysen gering von den Soll-Analysen abweichen. Die Abweichung der Kohlenstoff- und Siliziumgehalte liegen bei 0,1 bis 0,2 gew.%, bei Kupfer und Nickel unter 0,1 gew.%.

Tabelle 5.1: Chemische Zusammensetzungen der Schmelzen der durchgeführten Versuche 1-8; in [gew.%].

Versuch		C%	Si%	Cu%	Ni%	Mg%	P%	S%	Mn%
1	Soll	3,30	2,50	0,30	0,00	-	-	-	-
	Ist	3,30	2,48	0,35	0,09	0,05	0,01	0,01	0,13
2	Soll	3,30	3,50	0,30	0,00	-	-	-	-
	Ist	3,31	3,50	0,34	0,08	0,04	0,01	0,01	0,10
3	Soll	3,30	2,50	1,30	0,0	-	-	-	-
	Ist	3,36	2,36	1,38	0,08	0,05	0,01	0,01	0,12
4	Soll	3,30	3,50	1,30	0,00	-	-	-	-
	Ist	3,33	3,54	1,36	0,06	0,05	0,01	0,01	0,14
5	Soll	3,30	2,50	0,30	1,00	-	-	-	-
	Ist	3,36	2,46	0,34	1,12	0,05	0,02	0,02	0,13
6	Soll	3,30	3,50	0,30	1,00	-	-	-	-
	Ist	3,35	3,39	0,35	1,09	0,04	0,02	0,02	0,08
7	Soll	3,30	2,50	1,30	1,00	-	-	-	-
	Ist	3,26	2,73	1,26	0,95	0,06	0,04	0,01	0,11
8	Soll	3,30	3,50	1,30	1,00	-	-	-	-
	Ist	3,18	3,65	1,42	1,12	0,05	0,02	0,02	0,08

Tabelle 5.2: Chemische Zusammensetzungen der Schmelzen der durchgeführten Versuche 9-15; in [gew.%].

Versuch		C%	Si%	Cu%	Ni%	Mg%	P%	S%	Mn%
9	Soll	3,30	2,30	0,80	0,50	-	-	-	-
	Ist	3,34	2,32	0,74	0,53	0,04	0,01	0,01	0,10
10	Soll	3,30	3,70	0,80	0,50	-	-	-	-
	Ist	3,38	3,64	0,77	0,51	0,04	0,01	0,01	0,10
11	Soll	3,30	3,00	0,10	0,50	-	-	-	-
	Ist	3,36	2,89	0,12	0,52	0,04	0,01	0,01	0,11
12	Soll	3,30	3,00	1,50	0,50	-	-	-	-
	Ist	3,38	2,91	1,47	0,49	0,05	0,01	0,02	0,12
13	Soll	3,30	3,00	0,80	0,00	-	-	-	-
	Ist	3,29	3,15	0,83	0,06	0,05	0,01	0,02	0,18
14	Soll	3,30	3,00	0,80	1,20	-	-	-	-
	Ist	3,23	3,15	0,80	1,23	0,05	0,02	0,02	0,08
15	Soll	3,30	3,00	0,80	0,50	-	-	-	-
	Ist	3,33	3,00	0,82	0,56	0,05	0,02	0,02	0,09

5.1.2 Mechanische Kenndaten

5.1.2.1 Zugprüfung

Die Ergebnisse der Zugprüfung sind in **Tabelle 5.3** dargestellt, dabei handelt es sich um die Mittelwerte aus jeweils acht Proben. Neben diesen ist die Standardabweichung aufgeführt. Es kann festgestellt werden, dass die ermittelten Größen ein weites Spektrum an Eigenschaften abdeckt. So variiert die Zugfestigkeit von 477,13 MPa (Versuch 11) bis 868,25 MPa (Versuch 12), die Streckgrenze von 348,75 MPa (Versuch 11) bis 632,88 MPa (Versuch 8) und die Bruchdehnung von 5,42 % (Versuch 8) bis 23,32 % (Versuch 11). Damit sind alle Güten aus der Norm nicht nur abgedeckt (ausgenommen EN-GJS-900-2) sondern vor allem in der Duktilität übertroffen. Als Beispiel sei an dieser Stelle der Versuch 10 herausgestellt. Laut der DIN EN 1563 wird ein Werkstoff mit 800 MPa Zugfestigkeit als EN-GJS-800-2 bezeichnet und muss noch mindestens eine

Streckgrenze von 480 MPa und eine Bruchdehnung von 2 % aufweisen. Im Versuch 10 wird die Zugfestigkeit erreicht, jedoch beträgt die Streckgrenze 549,63 MPa und die Dehnung 10,28 %. Dies bedeutet ein Übertreffen der Minimalanforderung um 15 % bzw. 400 %. Es zeigt das hohe Potential der Gusseisenwerkstoffe mit Kugelgraphit.

Tabelle 5.3: Übersicht der im Zugversuch ermittelten mechanischen Eigenschaften der Legierungen 1-15.

Versuch		Zugfestigkeit [MPa]	Streckgrenze [MPa]	Bruchdehnung [%]
1	\bar{x}	678,5	374,3	9,8
	σ	23,3	8,4	1,7
2	\bar{x}	535,5	396,4	16,8
	σ	1,9	2,2	1,3
3	\bar{x}	856,6	503,8	5,8
	σ	13,7	7,7	0,5
4	\bar{x}	833,3	560,4	6,6
	σ	11,9	5,6	0,9
5	\bar{x}	714,5	419,5	9,6
	σ	4,1	3,9	0,9
6	\bar{x}	563,4	442,9	16,6
	σ	2,7	1,7	1,2
7	\bar{x}	825,3	590,8	5,5
	σ	12,4	7,7	0,3
8	\bar{x}	864,4	632,9	5,4
	σ	18,5	4,5	1,1
9	\bar{x}	817,5	472,4	6,8
	σ	9,0	3,3	0,7
10	\bar{x}	813,6	553	10,3
	σ	2,5	2,0	0,6
11	\bar{x}	477,1	350,4	23,3
	σ	2,8	2,3	1,0
12	\bar{x}	868,25	556,1	6,7
	σ	7,1	3,8	0,7
13	\bar{x}	756	458,8	9,7
	σ	9,0	9,5	0,4
14	\bar{x}	872,8	637,5	5,1
	σ	26,9	11,1	0,9
15	\bar{x}	775,25	491,8	8,9
	σ	6,3	2,9	0,9

5.1.3 Härteprüfung

Zur Bestimmung der makroskopischen Härte der Werkstoffe wird aus dem Einspannteil der zerrissenen Zugprobe ein Stück abgetrennt. Die ermittelten Eigenschaften sind in **Tabelle 5.4** aufgeführt. Daraus ist zu entnehmen, dass die Versuche 8 und 14 die höchste Härte mit 309,17 Hv bzw. 307,80 Hv aufweisen, die geringste hat der Versuch 11 mit 183,50 Hv.

Tabelle 5.4: Übersicht der bei der Härteprüfung ermittelten Härtewerte nach Vickers der Versuche 1-15.

Versuch	Makrohärte [H _v]
1	222,42
2	207,10
3	294,29
4	298,96
5	229,00
6	213,87
7	245,32
8	309,17

Versuch	Makrohärte [H _v]
9	274,13
10	269,00
11	183,50
12	275,38
13	268,00
14	307,80
15	268,88

5.1.4 Gefügeauswertung

Repräsentative Gefügebilder sind im Folgenden dargestellt, jeweils im polierten und geätzten Zustand bei 100-facher Vergrößerung. Als erstes wird als Bezug das Gefüge des Versuchs 15 beschrieben. Im Anschluss daran folgen die Versuche 1-14. Zum Schluss sind in einer Tabelle alle Werte der Gefügeanalyse zusammengefasst aufgeführt (**Tabelle 5.5**).

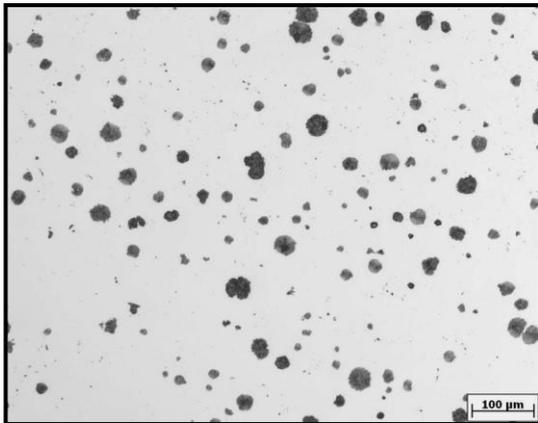
Versuch 15: 3,0 gew.% Silizium; 0,8 gew.% Kupfer; 0,5 gew.% Nickel

Abbildung 5.1: Versuch 15 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

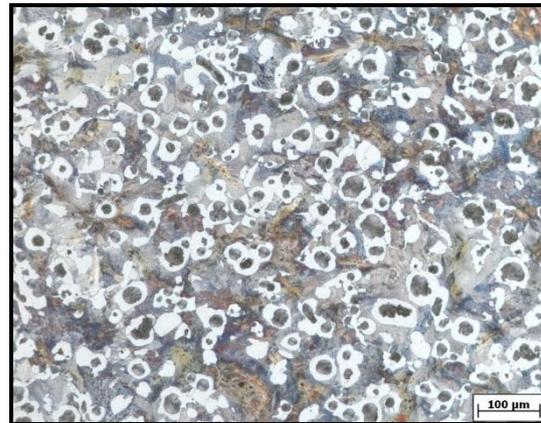


Abbildung 5.2: Versuch 15 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Im Gefüge (**Abbildung 5.1** und **Abbildung 5.2**) liegt eine Sphärolitendichte von 129 mm^{-2} , wobei die Sphäroliten eine Rundheit von 0,755 haben. Die Gefügefläche setzt sich aus 5,902 % Graphit, 21,975 % Ferrit und 72,123 % Perlit zusammen.

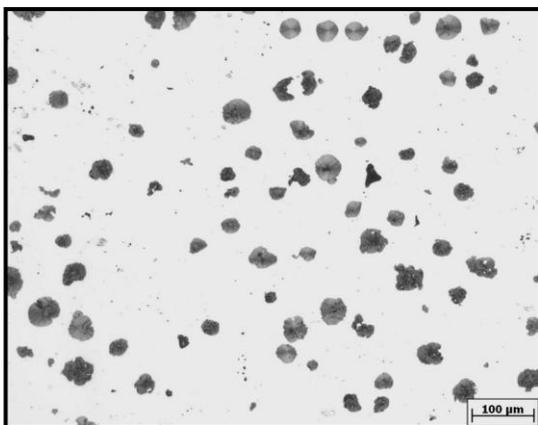
Versuch 1: 2,5 gew.% Silizium; 0,3 gew.% Kupfer; 0,0 gew.% Nickel

Abbildung 5.3: Versuch 1 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

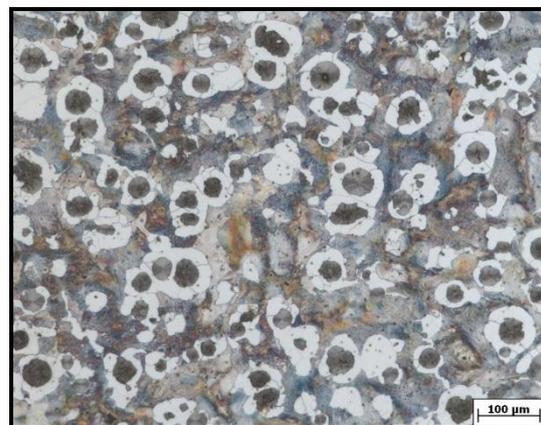


Abbildung 5.4: Versuch 1 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

In diesem Versuch wurden die Gehalte der Legierungselemente gleichermaßen um 0,5 %-Punkte gesenkt. Dies spiegelt sich jedoch nur geringfügig im Gefüge wieder. Die Sphärolitendichte mit 129 mm^{-2} , die Rundheit mit 0,768 und der Ferritanteil mit 22,057 % weisen nahezu die gleichen Werte auf wie in Versuch 15. Lediglich die Graphitfläche (10,188 %) nimmt auf Kosten der Perlitfläche (67,755 %) zu.

Versuch 2: 3,5 gew.% Silizium; 0,3 gew.% Kupfer; 0,0 gew.% Nickel

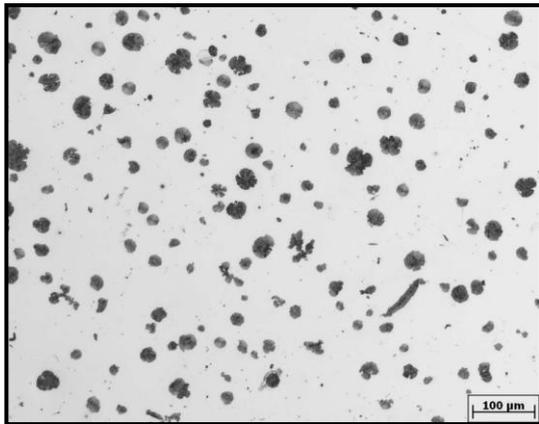


Abbildung 5.5: Versuch 2 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

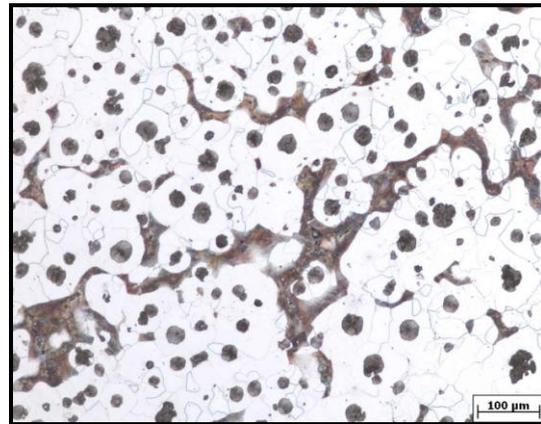


Abbildung 5.6: Versuch 2 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Mit einer Steigerung des Siliziumgehaltes ändert sich das Gefüge sehr deutlich. Die Sphärolitendichte wird auf 179 mm^{-2} gesteigert, der Flächenanteil an Graphit wird jedoch geringer. Des Weiteren findet eine Zunahme des Ferritgehaltes statt, welche nun 79,699 % beträgt und den Perlitgehalt auf 11,895 % reduziert (Graphit 8,406 %). Dies spiegelt die in der Literatur beschriebene graphitisierende und ferritisierende Wirkung des Siliziums wieder. Unverändert bleibt die Rundheit mit 0,769.

Versuch 3: 2,5 gew.% Silizium; 1,3 gew.% Kupfer; 0,0 gew.% Nickel

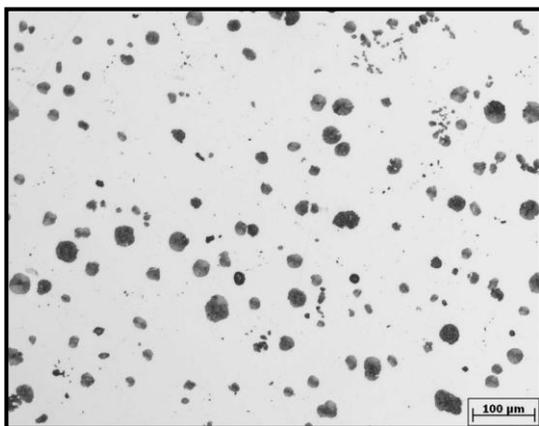


Abbildung 5.7: Versuch 3 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

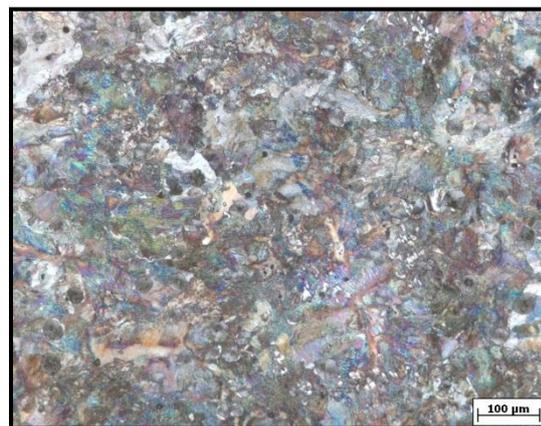


Abbildung 5.8: Versuch 3 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Durch die Erhöhung des Kupfergehaltes auf 1,3 gew.% und Reduzierung des Siliziumgehaltes auf 2,5 gew.% kann ein vollperlitisches Gefüge (88,365 % Perlit) mit einem Rest-Ferritgehalt von 4,445 % und einen Graphitanteil von 7,190 % erreicht

werden. Die perlitisierende Wirkung des Kupfers, welche in der Literatur beschrieben ist, kann entsprechend bestätigt werden. Hinsichtlich der Sphärolitendichte ist eine geringere Steigerung auf 158 mm^{-2} zu verzeichnen, während die Rundheit mit 0,764 konstant bleibt. Dies wiederum steht im Widerspruch zur Literatur, wonach Kupfer die kugelige Ausprägung des Graphits negativ beeinflusst.

Versuch 4: 3,5 gew.% Silizium; 1,3 gew.% Kupfer; 0,0 gew.% Nickel

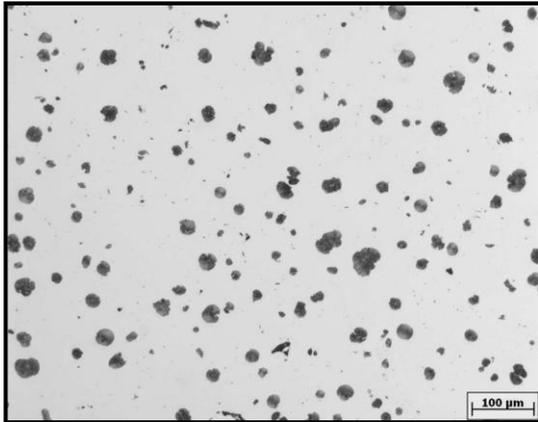


Abbildung 5.9: Versuch 4 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

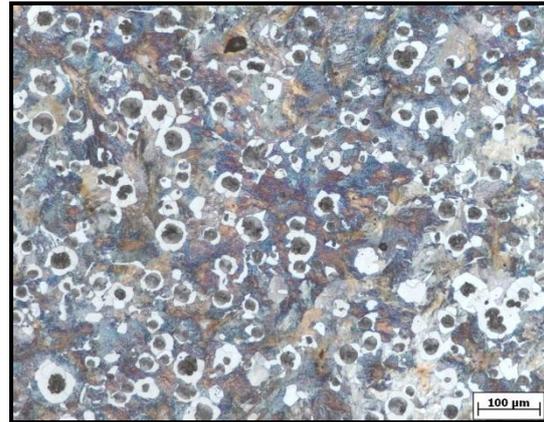


Abbildung 5.10: Versuch 4 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Wird neben dem Kupfergehalt ebenfalls der Siliziumgehalt angehoben, so kann durch die ferritisierende Wirkung des Siliziums ein perlitisches/ferritisches Gefüge eingestellt werden. In diesem Fall beträgt der Ferritanteil 15,986 %, der Graphitanteil 6,092 % und der Perlitanteil 77,922 %. Die Sphärolitendichte ist mit 146 mm^{-2} leicht erhöht, die Rundheit liegt mit 0,768 auf gleichem Niveau wie Versuch 15.

Versuch 5: 2,5 gew.% Silizium; 0,3 gew.% Kupfer; 1,0 gew.% Nickel

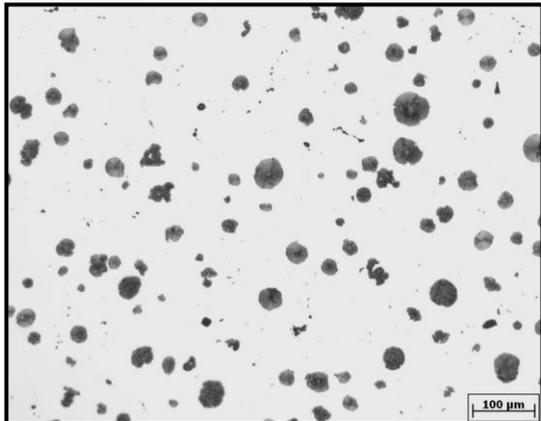


Abbildung 5.11: Versuch 5 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

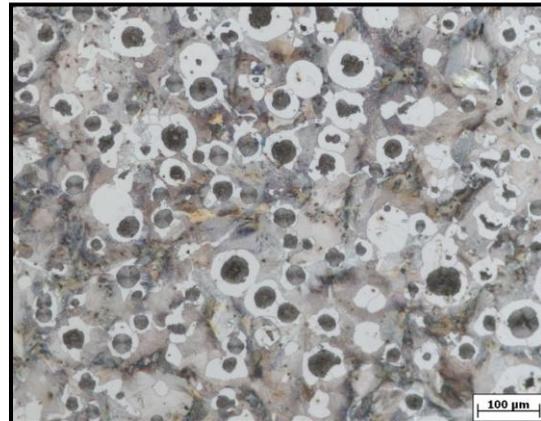


Abbildung 5.12: Versuch 5 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Durch die Reduzierung des Silizium- und Kupfergehaltes bei gleichzeitiger Erhöhung des Nickelgehaltes kann ein nahezu identischer Ferritgehalt (Ferritgehalt 20,855 %; Perlitgehalt 68,471 %; Graphitgehalt 10,674 %) eingestellt werden. Es zeigt sich, dass, wie in der Literatur beschrieben, die perlitisierende Wirkung des Nickels geringer als beim Kupfer ausfällt. Eine Veränderung findet bei der Sphärolitendichte und der Rundheit statt. Die Sphärolitendichte steigt auf 164 mm^{-2} höher und die Rundheit erhöht sich auf 0,808.

Versuch 6: 3,5 gew.% Silizium; 0,3 gew.% Kupfer; 1,0 gew.% Nickel

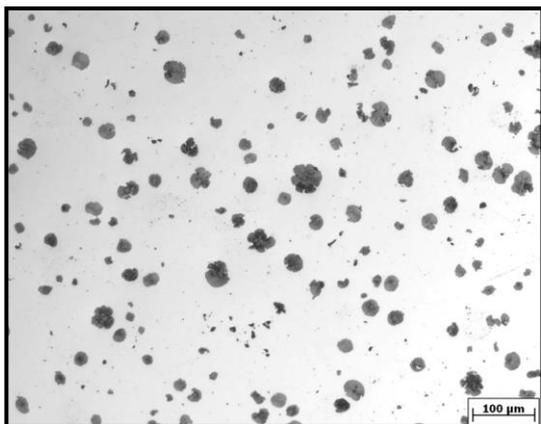


Abbildung 5.13: Versuch 6 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

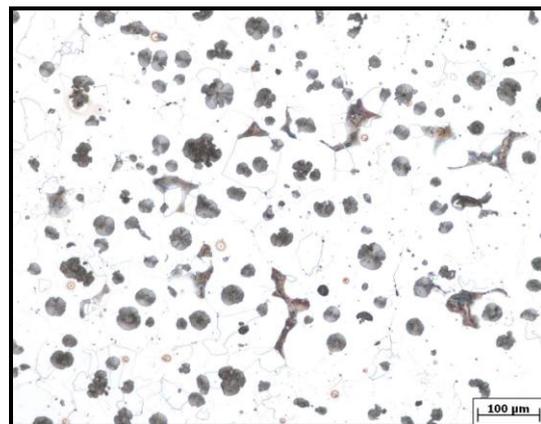


Abbildung 5.14: Versuch 6 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Durch einen Siliziumgehalt von 3,5 gew.% kann selbst bei Anwesenheit der perlitstabilisierenden Elementen Kupfer und Nickel eine Perlitbildung nahezu unterdrückt

werden. Dies unterstreicht die schwächere perlitisierende Wirkung des Nickels gegenüber Kupfer. Der Ferritanteil liegt nun bei 84,994 % (Perlitgehalt 7,345 %; Graphitgehalt 7,661 %). Die Sphärolitendichte ist mit 164 mm^{-2} leicht erhöht, die Rundheit ist mit 0,731 geringfügig niedriger.

Versuch 7: 2,5 gew.% Silizium; 1,3 gew.% Kupfer; 1,0 gew.% Nickel

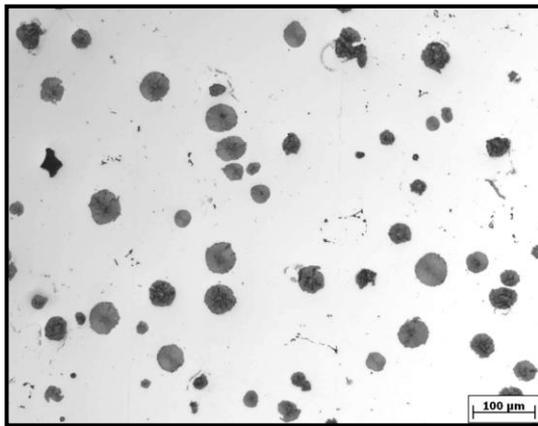


Abbildung 5.15: Versuch 7 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

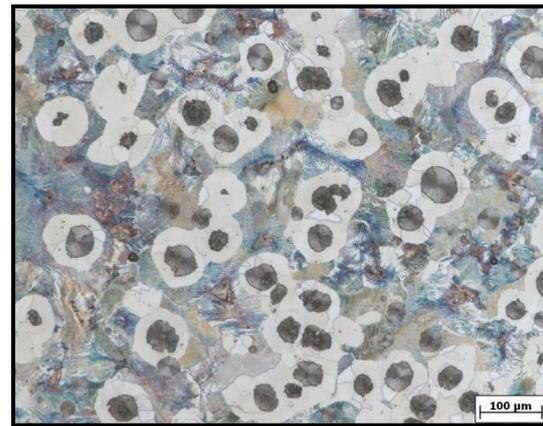


Abbildung 5.16: Versuch 7 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Trotz geringem Siliziumgehalt (2,5 gew.%) und hohem Gehalt von Kupfer (1,3 gew.%) und Nickel (1,0 gew.%) ist erwartungsgemäß kein vollperlitisches Gefüge erreicht worden. Der Ferritanteil beträgt 35,517 %, der Perlitanteil 54,741 % und der Graphitanteil 9,742 %. Mit einer Sphärolitendichte von 91 mm^{-2} fällt diese in dieser Versuchsreihe am geringsten aus. Die Rundheit des Graphit ist mit 0,788 leicht verbessert.

Versuch 8: 3,5 gew.% Silizium; 1,3 gew.% Kupfer; 1,0 gew.% Nickel

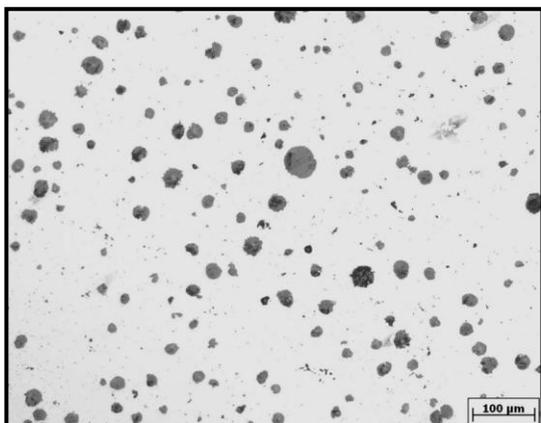


Abbildung 5.17: Versuch 8 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

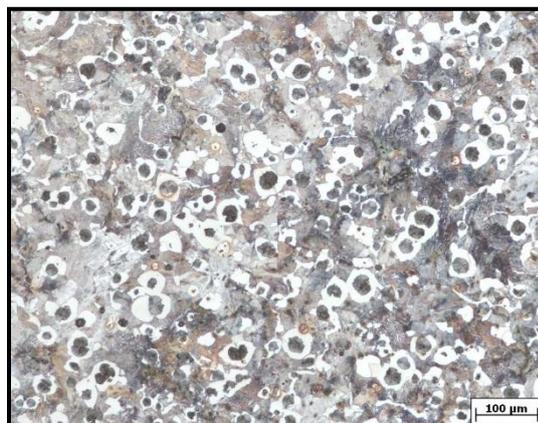


Abbildung 5.18: Versuch 8 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Durch hohe Gehalte aller drei Leigierungselemente werden ein Ferritanteil von 25,058 %, ein Perlitanteil von 69,077 % und ein Graphitanteil von 9,742 % mit einer Sphärolitendichte von 139 mm^{-2} und einer Rundheit von 0,765 erreicht. Diese Werte sind denen im Versuch 15 sehr ähnlich.

Versuch 9: 2,3 gew.% Silizium; 0,8 gew.% Kupfer; 0,5 gew.% Nickel

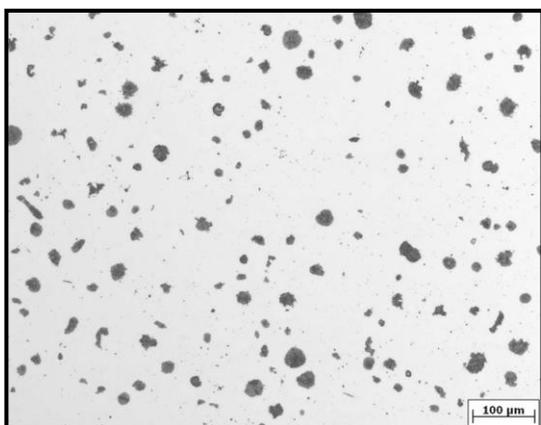


Abbildung 5.19: Versuch 9 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

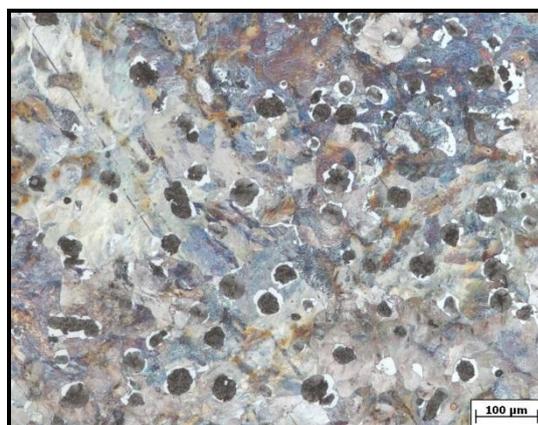


Abbildung 5.20: Versuch 9 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Beim geringsten Siliziumgehalt (2,3 gew.%) kann bereits bei mittleren Gehalten von Kupfer und Nickel ein vollperlitisches Gefüge erreicht werden. Dies ist vor allem auf den geringeren Gehalt des ferritisierenden Elements Silizium zurückzuführen. Mit einem Ferritgehalt von 4,054 %, einem Perlitgehalt von 89,408 % und einem Graphitgehalt von

6,538 % ist dieser vergleichbar mit Versuch 3. Gleiches gilt für die Rundheit mit 0,752. Die Sphärolitendichte jedoch fällt mit 112 mm^{-2} erheblich geringer aus.

Versuch 10: 3,7 gew.% Silizium; 0,8 gew.% Kupfer; 0,5 gew.% Nickel

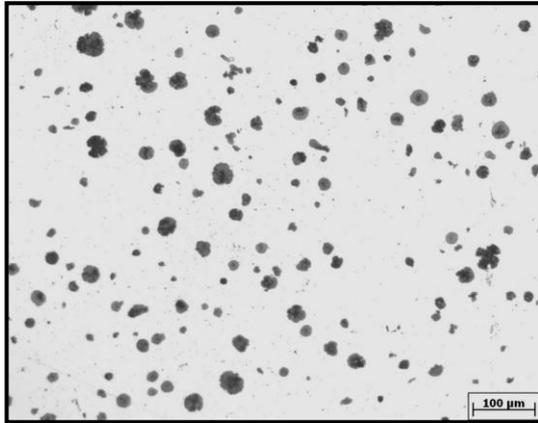


Abbildung 5.21: Versuch 10 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

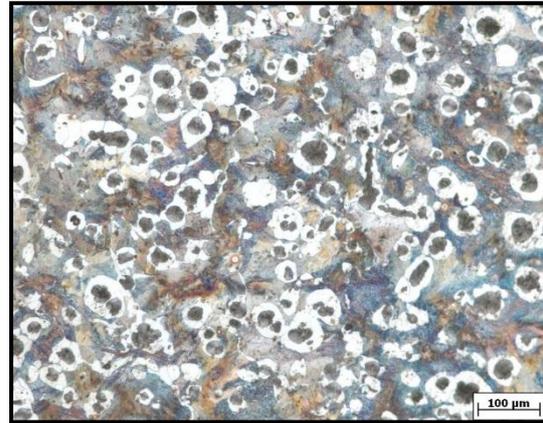


Abbildung 5.22: Versuch 10 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Dieser Versuch zeigt im Vergleich zu Versuch 6, dass ein hoher Siliziumgehalt von 3,7 gew.% eine Erhöhung des Kupfergehaltes nicht kompensieren kann und der Ferritanteil nur noch 26,497 % beträgt (Perlitanteil 68,001 %; Graphitanteil 5,502 %). Die Sphärolitendichte liegt mit 136 mm^{-2} im Durchschnitt, lediglich die Rundheit (0,750) ist etwas geringer ausgeprägt.

Versuch 11: 3,0 gew.% Silizium; 0,1 gew.% Kupfer; 0,5 gew.% Nickel

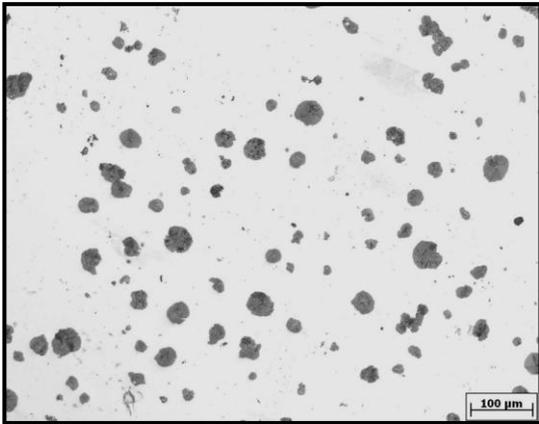


Abbildung 5.23: Versuch 11 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

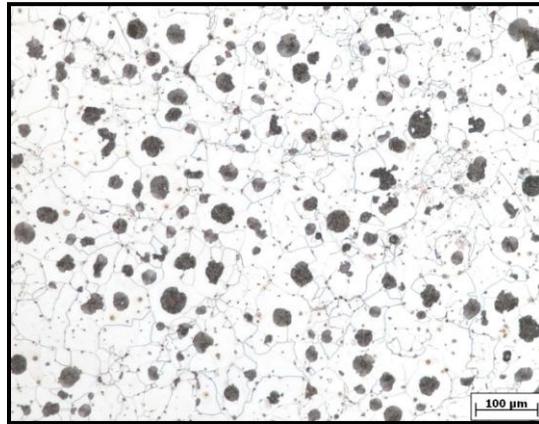


Abbildung 5.24: Versuch 11 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Mit einem Siliziumgehalt von 3,0 gew.% ist die perlitisierende Wirkung des Kupfers (0,1 gew.%) und Nickels (0,5 gew.%) vollkommen neutralisiert und die ferritisierende Wirkung des Silizium ist dominierend. Es bildet sich ein ferritisches Gefüge mit 87,102 % Ferrit, 6,167 % Perlit und 6,731 % Graphit. Die Kugelausbildung ist mit einer Rundheit von 0,669 am geringsten. Die Sphärolitendichte liegt mit 144 mm^{-2} leicht erhöht.

Versuch 12: 3,0 gew.% Silizium; 1,5 gew.% Kupfer; 0,5 gew.% Nickel

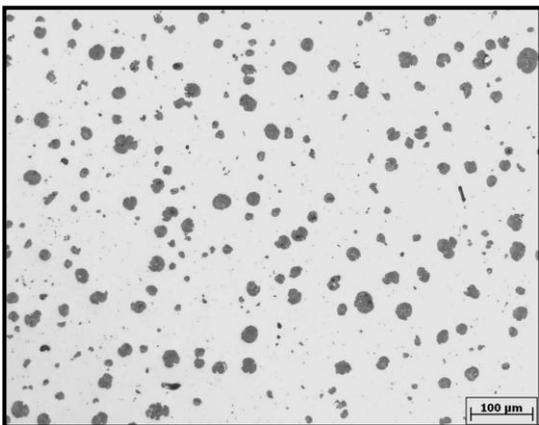


Abbildung 5.25: Versuch 12 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

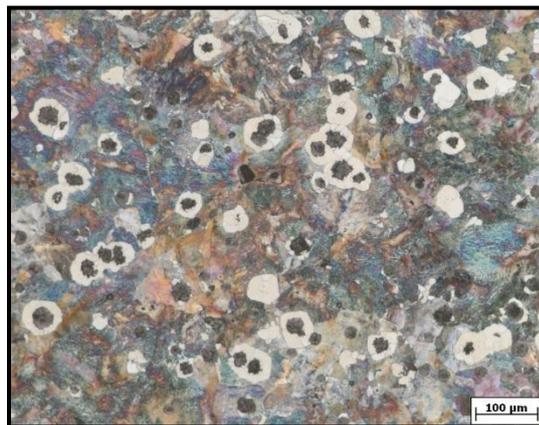


Abbildung 5.26: Versuch 12 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Selbst bei einem Kupfergehalt von 1,5 gew.% kann mit 3,0 gew.% Silizium ein perlitisches/ferritisches Gefüge erzielt werden. Der Ferritanteil beträgt 10,066 % (Perlitanteil 84,321 %; Graphitanteil 5,613 %). Die Sphärolitendichte liegt mit 126 mm^{-2}

in der Größenordnung von Versuch 15, die Rundheit ist mit 0,773 aber etwas besser ausgeprägt.

Versuch 13: 3,0 gew.% Silizium; 0,8 gew.% Kupfer; 0,0 gew.% Nickel

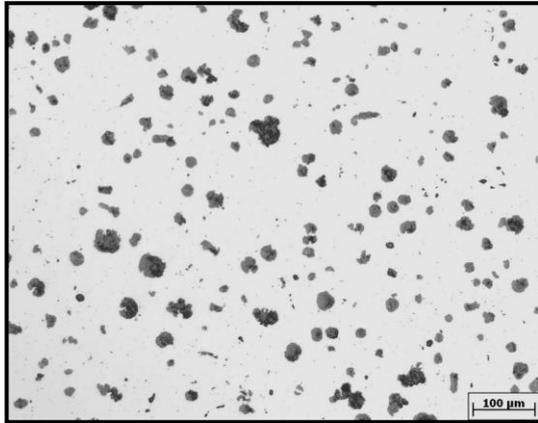


Abbildung 5.27: Versuch 13 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

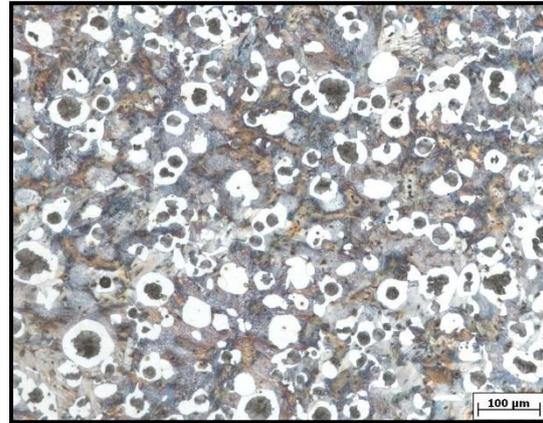


Abbildung 5.28: Versuch 13 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Bei Abwesenheit von Nickel wird das Gefüge im Vergleich zu Versuch 15 nicht verändert. Es weist genau wie in Versuch 15 eine Sphärolitendichte von 129 mm^{-2} , ein Ferritanteil von 21,130 %, ein Perlitanteil von 72,988 % und einen Graphitanteil von 5,882 % auf. Die Rundheit beträgt 0,749.

Versuch 14: 3,0 gew.% Silizium; 0,8 gew.% Kupfer; 1,2 gew.% Nickel

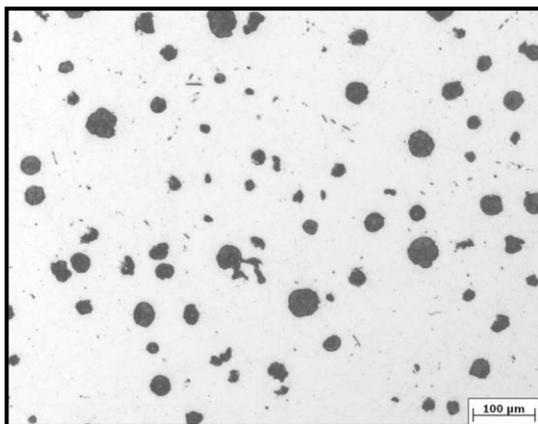


Abbildung 5.29: Versuch 14 im ungeätzten Zustand 100-fach vergrößert.

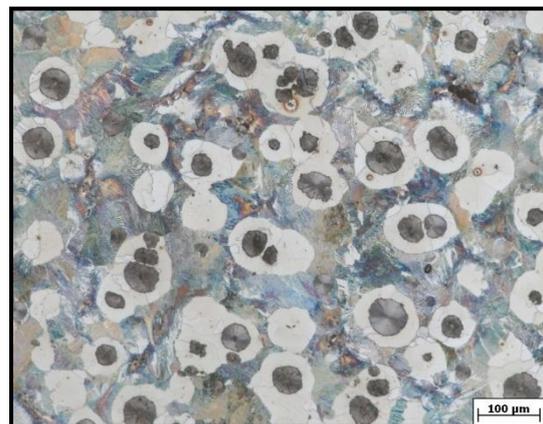


Abbildung 5.30: Versuch 14 geätzter Zustand, 100-fach vergrößert.

Eine Erhöhung des Nickelgehaltes hingegen führt zu einer Steigerung des Ferritanteils (Ferrit 26,747 %; Perlit 64,208 % und Graphit 9,045 %). Dieses Ergebnis war nach der Literatur nicht zu erwarten. Die Rundheit (0,699) wird negativ und ist die geringste

Rundheit der Versuchsreihe. Die Sphärolitendichte ist mit 124 mm^{-2} zu den Versuchen 13 und 15 vergleichbar.

Zusammenfassung

Grundsätzlich kann festgestellt werden, dass die ferritisierende Wirkung von Silizium und perlitisierende von Kupfer und Nickel beobachtet werden kann. Darüber hinaus konnte auch die stärkere Perlitisierung des Kupfers gegenüber Nickel festgestellt werden. Alle drei Elemente beeinflussen sich gegenseitig, so dass sich selbst bei unterschiedlichen Gehalten teilweise ein ähnliches Gefüge ausprägt. Auffällig ist allerdings, dass in den Versuchen 7 und 14 kein vollständig perlitisches Gefüge erreicht wird, obwohl bei denen die Gehalte von Kupfer und Nickel hoch sind und der Gehalt an Silizium nur 2,5 bzw. 3,0 gew.% beträgt.

Tabelle 5.5: Übersicht der Ergebnisse der Gefügeanalyse aller Versuche

Versuch	Sphärolitendichte [Anzahl/mm²]	Rundheit [-]	Graphitanteil [%]	Ferritanteil [%]	Perlitanteil [%]
1	129	0,768	10,188	22,057	67,755
2	179	0,769	8,406	79,699	11,895
3	158	0,764	7,190	4,445	88,365
4	146	0,768	6,092	15,986	77,922
5	164	0,808	10,674	20,855	68,471
6	161	0,731	7,661	84,994	7,345
7	91	0,788	9,742	35,517	54,741
8	139	0,765	5,865	25,058	69,077
9	112	0,752	6,538	4,054	89,408
10	136	0,750	5,502	26,497	68,001
11	144	0,669	6,731	87,102	6,167
12	126	0,773	5,613	10,066	84,321
13	129	0,749	5,882	21,130	72,988
14	124	0,699	9,045	26,747	64,208
15	129	0,755	5,902	21,975	72,123

5.1.5 REM-EDX-Analyse

Im folgendem sind die Ergebnisse der REM-EDX-Analyse dargestellt. Diese umfasst die Sternversuche (Versuch 9-14), bei denen die Konzentrationsunterschiede am höchsten sind und so der Einfluss der Elemente bzw. deren Verteilung deutlicher sichtbar wird. Zur qualitativen Analyse der Elementenverteilung sind Mapping-Bilder beigefügt. Dabei zeigen die Grauwerte die Konzentration an. Je heller der Grauwert ist, desto höher ist die Konzentration des Elementes.

Zusätzlich zur quantitativen Darstellung der Elementenkonzentration sind Line-Scans aufgeführt. Bei den Ergebnissen ist zu berücksichtigen, dass die Kohlenstoffkonzentration mit diesem Verfahren nicht genau bestimmt und somit nur qualitativ bewertet werden kann. Daher sind zur Kennzeichnung die Werte des Kohlenstoffs in Anführungszeichen gesetzt.

In Versuch 9 ist anhand der Mapping-Bilder (**Abbildung 5.31**) nur eine sehr schwach ausgeprägte Seigerung des Siliziums zu erkennen. Für die Elemente Kupfer und Nickel ist keine Seigerung festzustellen. Der Line-Scan zeigt ebenfalls die schwache Seigerung des Siliziums, sowie eine noch geringere Seigerung des Kupfers an. Der Kohlenstoffgehalt im Perlit liegt bei „18,9 %“.

Bei einer Erhöhung des Siliziumgehaltes (3,7 gew.%) im Versuch 10 kann anhand der Mappingbilder (**Abbildung 5.33**) eine starke Seigerung des Siliziums beobachtet werden. Ebenfalls fällt die Seigerung des Kupfers im Vergleich zu Versuch 9 stärker aus. Eine Seigerung des Nickels findet nicht statt. Im Line-Scan wird die Seigerung des Siliziums ebenfalls sichtbar (**Abbildung 5.34**).

Zusätzlich wird deutlich, dass die Siliziumkonzentration in Bereichen des Ferrits höher ist, als im Perlit. Für Kupfer nimmt die Konzentration mit größerer Entfernung zum Graphit ab. Die Konzentration des Kohlenstoffs ist im Ferrit bei „11,4 %“ und im Perlit bei „15,4 %“.

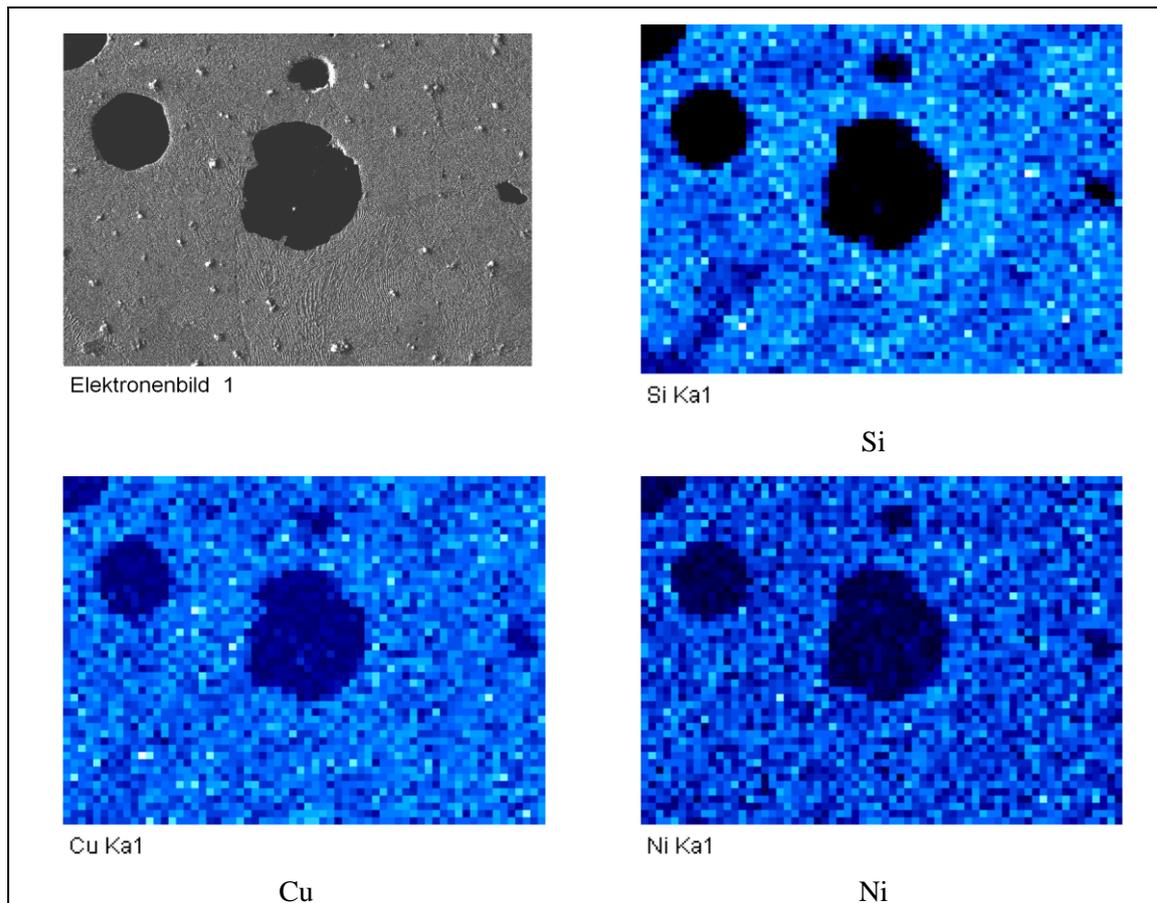


Abbildung 5.31: 2D Verteilung der Elemente Si, Cu und Ni im Gefüge aus Versuch 9.

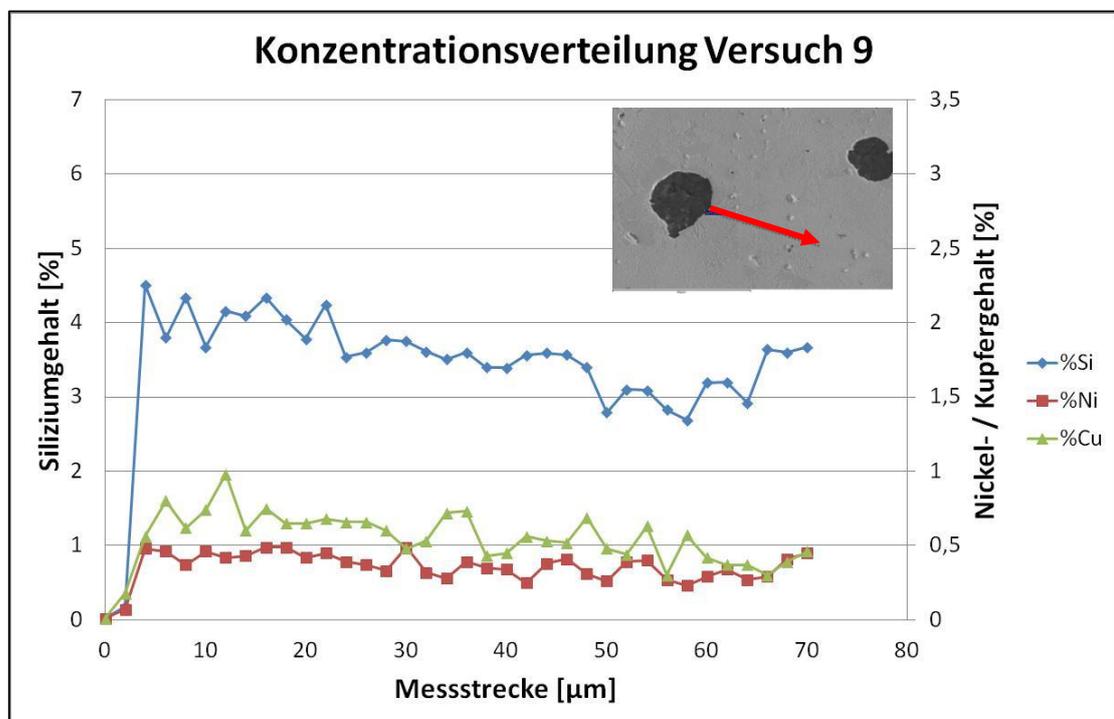


Abbildung 5.32: Konzentrationsverlauf der Elemente Si, Cu und Ni beginnend am Graphit in die Matrix hinein aus Versuch 9.

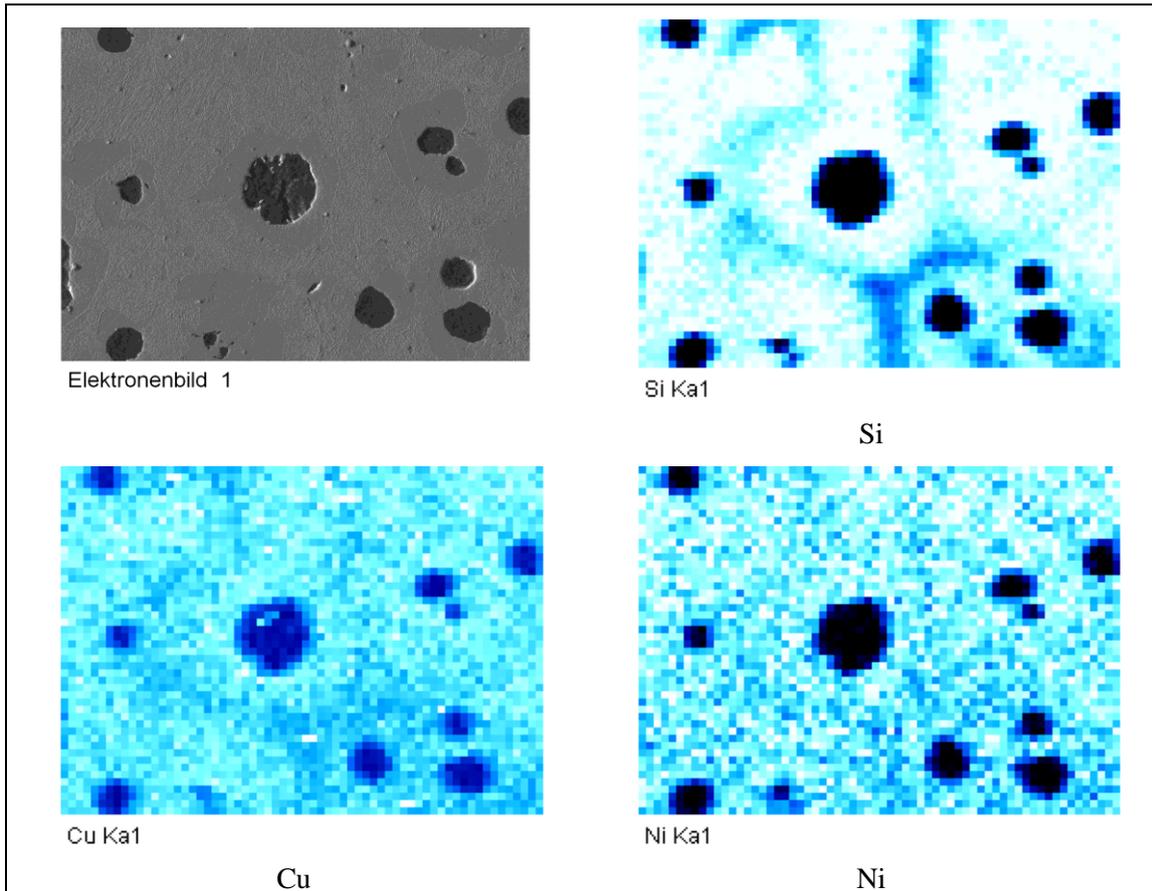


Abbildung 5.33: 2D Verteilung der Elemente Si, Cu und Ni im Gefüge aus Versuch 10.

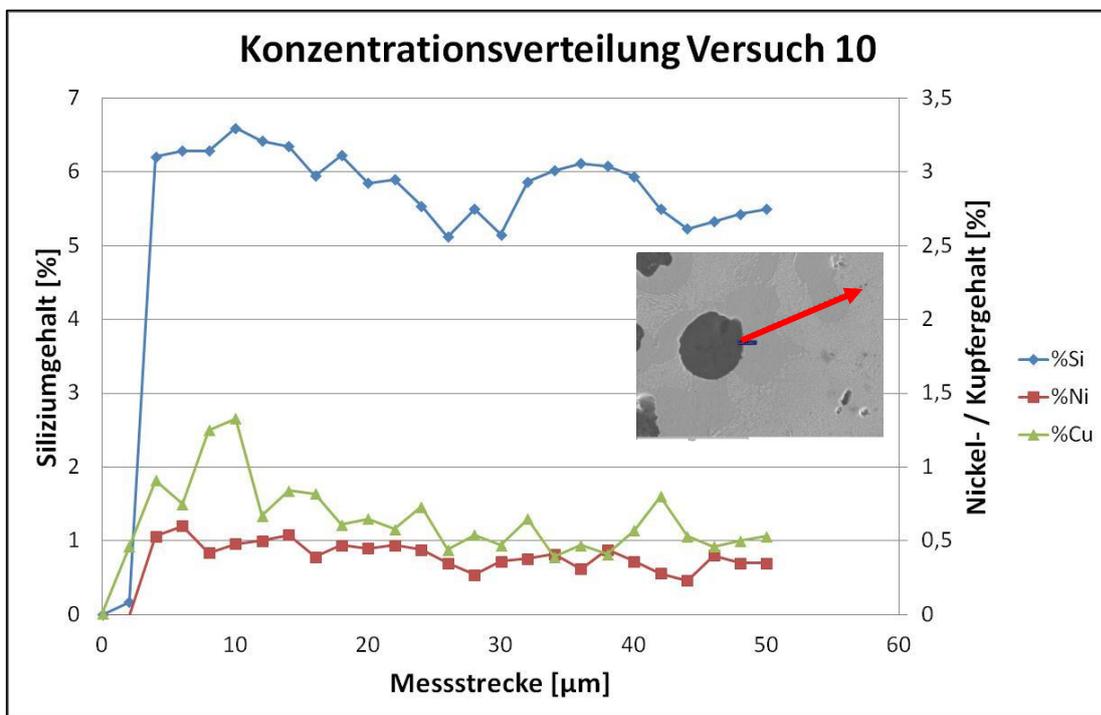


Abbildung 5.34: Konzentrationsverlauf der Elemente Si, Cu und Ni beginnend am Graphit in die Matrix hinein aus Versuch 10.

Im Versuch 11, bei dem kein Kupfer zulegiert wurde, finden sich im EDX-Mapping Bereiche mit geringem Siliziumgehalt (**Abbildung 5.35**). Bei diesen Bereichen handelt es sich bei näherer Betrachtung um Perlitinseln. Für Nickel kann keine Seigerung festgestellt werden. Unter Betrachtung des Line-Scan (**Abbildung 5.36**) ist festzustellen, dass eine kontinuierliche Abnahme des Siliziumgehaltes mit größer werdender Entfernung zum Graphit auftritt. In diesem Versuch wurde für den Ferrit ein Kohlenstoffgehalt von „10,5 %“ analysiert.

Durch die Zugabe von 1,5 gew.% Kupfer (Versuch 12) ist eine ausgeprägte Seigerung von Silizium und Kupfer im Mapping erkennbar (**Abbildung 5.37**). In diesem Fall fällt die Seigerung des Kupfers etwas stärker aus als die des Siliziums. Nickel bleibt unverändert homogen in der Matrix verteilt. In der Aufnahme des Konzentrationsprofils (**Abbildung 5.38**) sind Konzentrationsänderung von ca. -0,5 Prozentpunkten für Kupfer und Silizium zu erkennen. Der Kohlenstoffgehalt im Ferrit und Perlit wurden mit „13,5 %“ bzw „18,5 %“ bestimmt.

Bemerkenswert ist der Siliziumgehalt, welcher in diesem Versuch unverändert zu Versuch 11 mit 3 % eingestellt wurde, jedoch im Line-Scan im Bereich des Graphits von Versuch 11 bei 6 % und hier bei 5 % liegt. Ein Grund dafür könnte darin liegen, dass die unterschiedlichen Kohlenstoffgehalte in der Matrix die Messung soweit verfälscht, dass die Gehalte der anderen Elemente nicht korrekt bestimmt werden können.

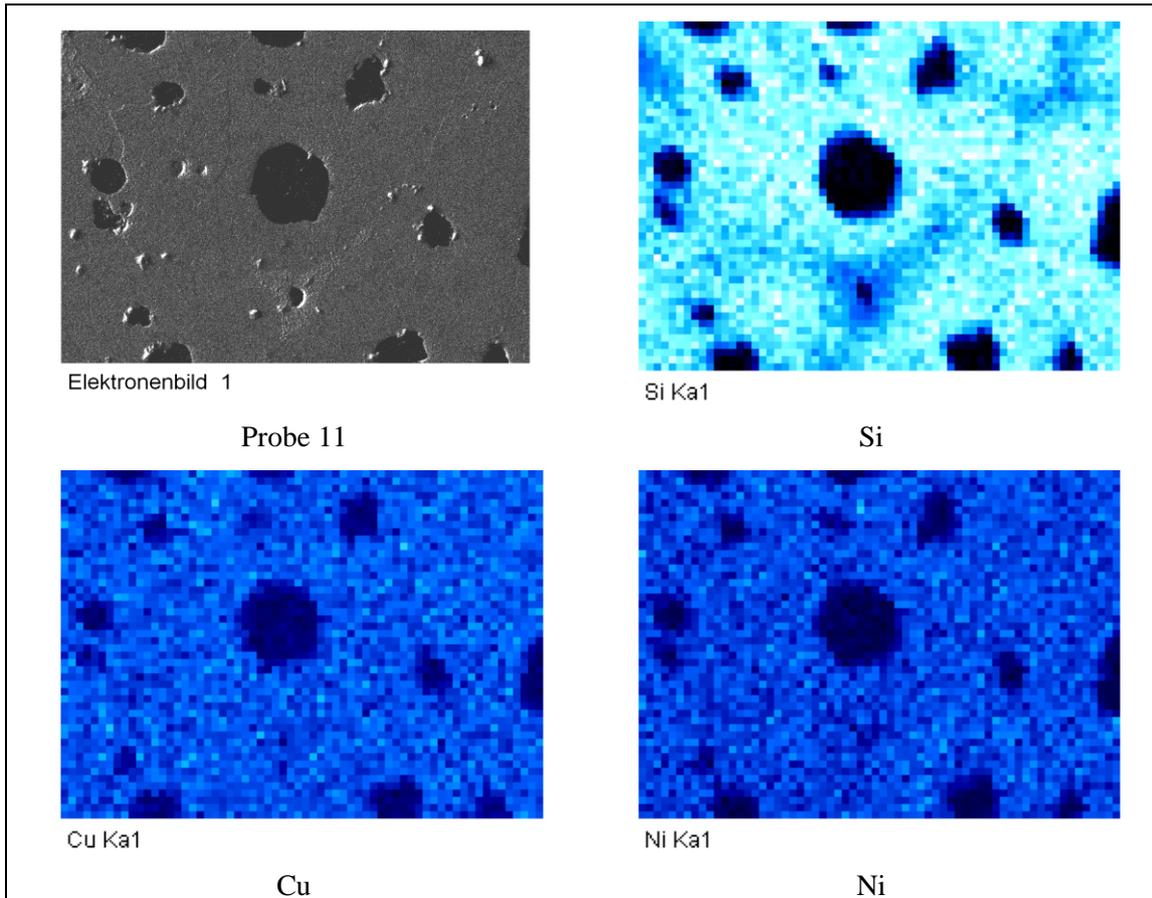


Abbildung 5.35: 2D Verteilung der Elemente Si, Cu und Ni im Gefüge aus Versuch 11.

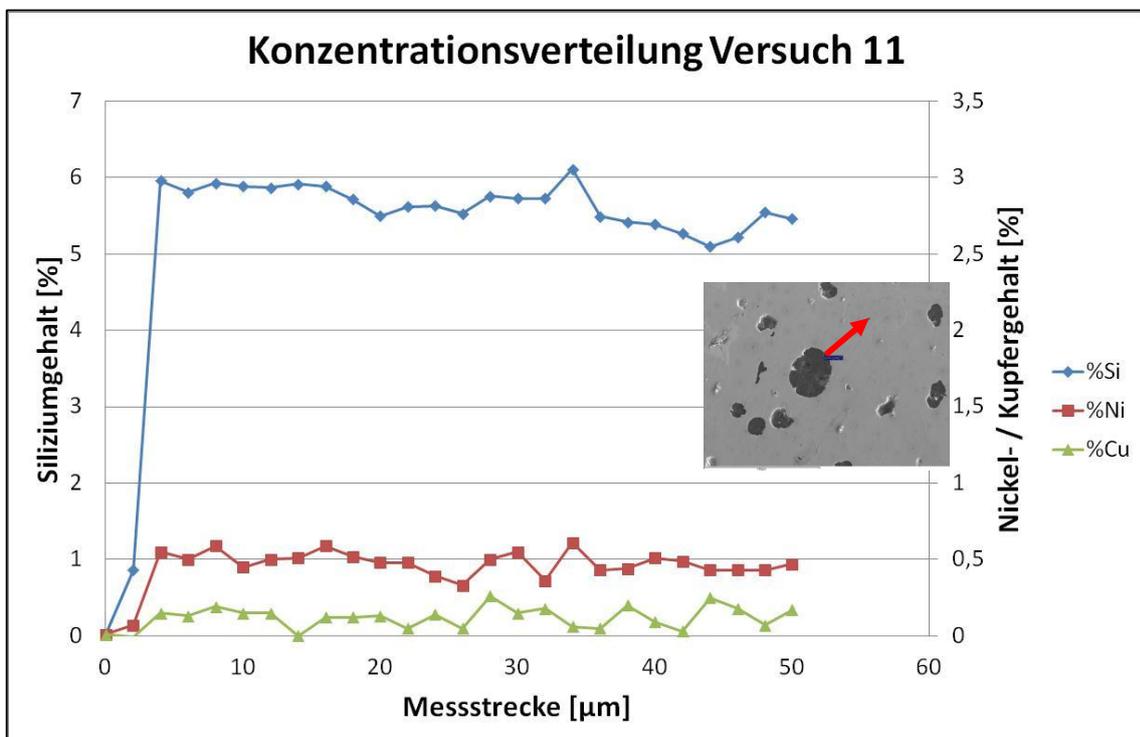


Abbildung 5.36: Konzentrationsverlauf der Elemente Si, Cu und Ni beginnend am Graphit in die Matrix hinein aus Versuch 11.

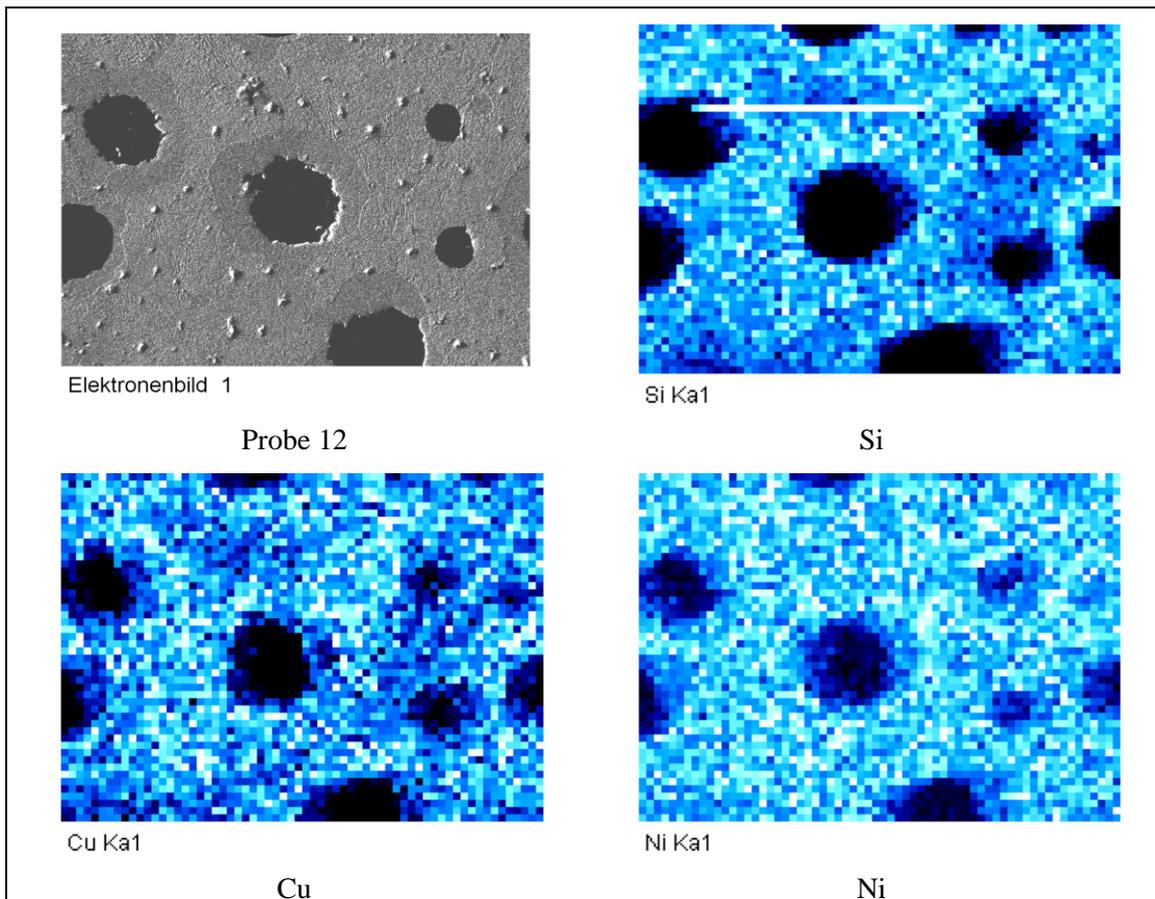


Abbildung 5.37: 2D Verteilung der Elemente Si, Cu und Ni im Gefüge aus Versuch 12.

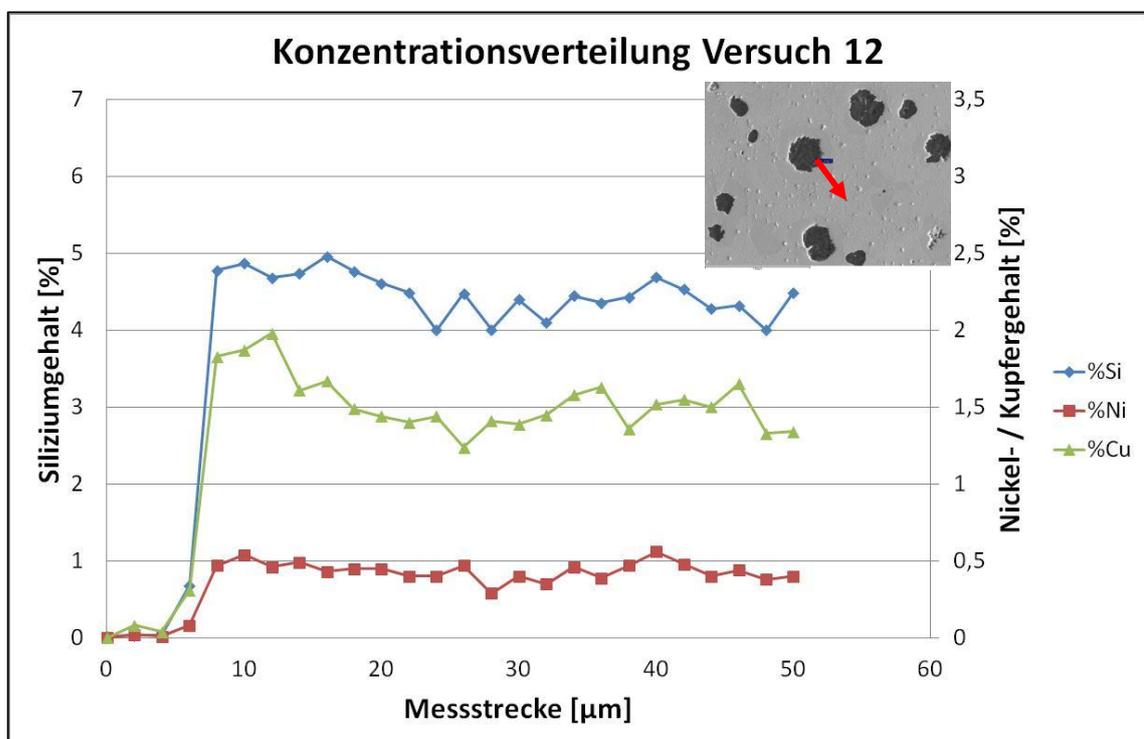


Abbildung 5.38: Konzentrationsverlauf der Elemente Si, Cu und Ni beginnend am Graphit in die Matrix hinein aus Versuch 12.

In Versuch 13 ohne Nickel zeigt sich im EDX-Mapping eine Seigerung des Siliziums (**Abbildung 5.39**). Diese ist jedoch im Line-Scan nicht bestätigt worden (**Abbildung 5.40**). Grund hier könnte sein, dass die Messstrecke nicht ausreichend lang ist, da die Abreicherung zum Teil erst bei großer Entfernung zum Graphit auftritt. Auffällig ist allerdings der Peak in der Kupferkonzentration, welcher im Bereich der Korngrenze vom Ferrit zum Perlit liegt. Der Kohlenstoffgehalt des Ferrits liegt bei „12,4 %“, der des Perlits bei „15,3 %“.

Durch die Zugabe von Nickel ist, gegenüber Versuch 13, kaum eine Veränderung der Seigerungen zu erkennen (**Abbildung 5.41**). Im Line-Scan ist eine gleichmäßige Verteilung der Elemente Kupfer und Nickel zu sehen, während der Siliziumgehalt stark schwankend und keine Tendenz erkennbar ist. Im Perlit konnte eine Kohlenstoffkonzentration von „25,7 %“ gemessen werden.

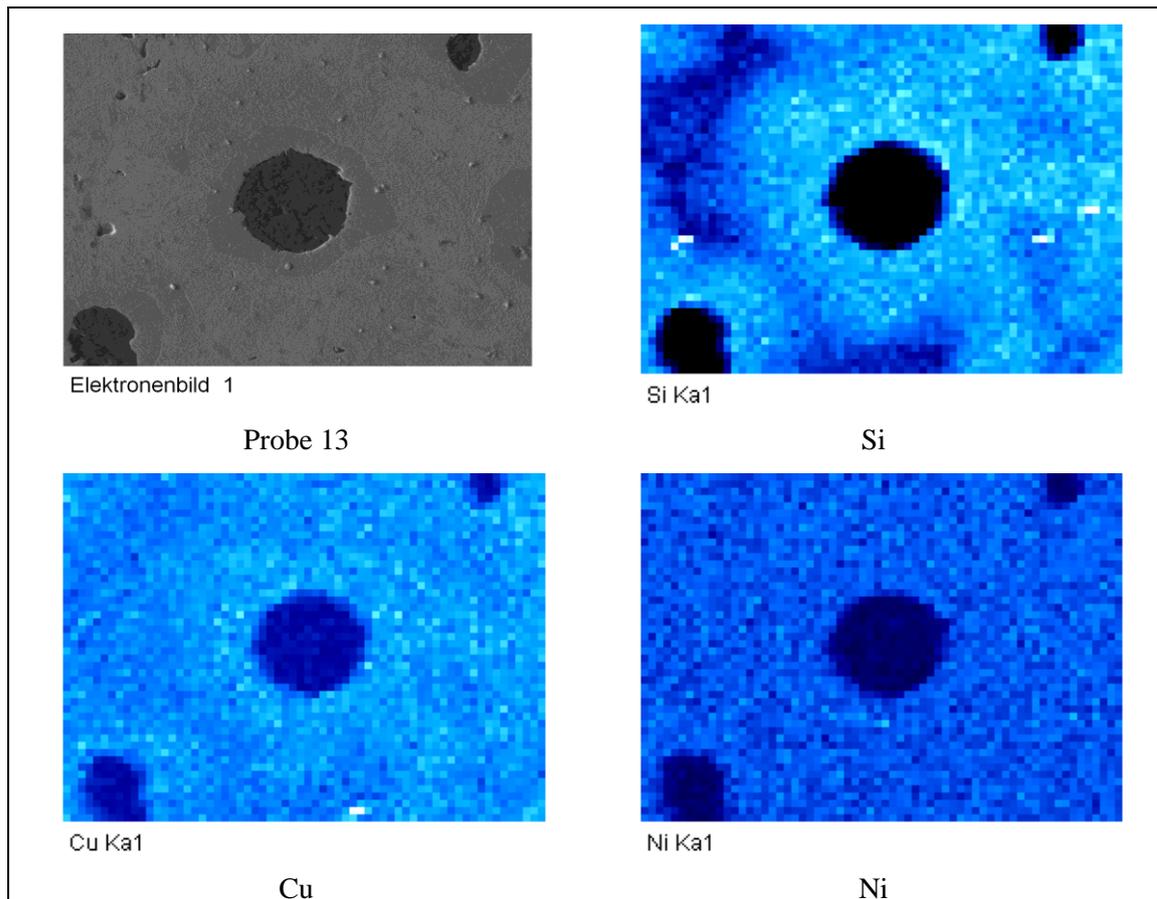


Abbildung 5.39: 2D Verteilung der Elemente Si, Cu und Ni im Gefüge aus Versuch 13.

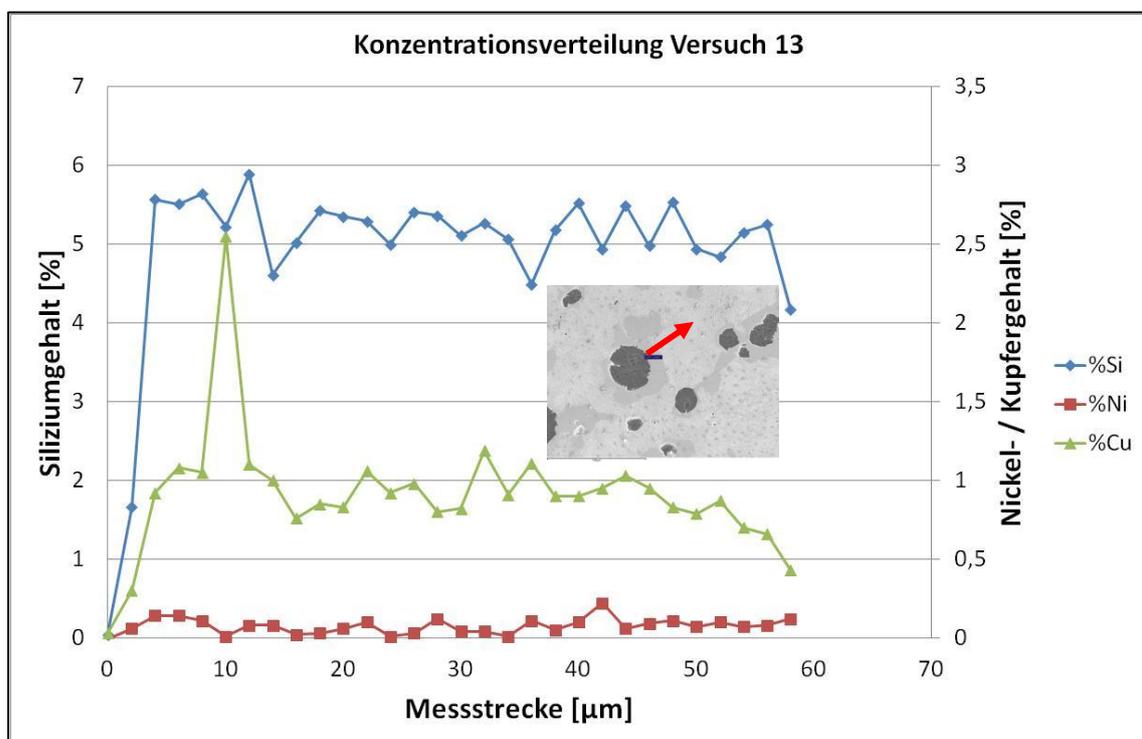


Abbildung 5.40: Konzentrationsverlauf der Elemente Si, Cu und Ni beginnend am Graphit in die Matrix hinein aus Versuch 13.

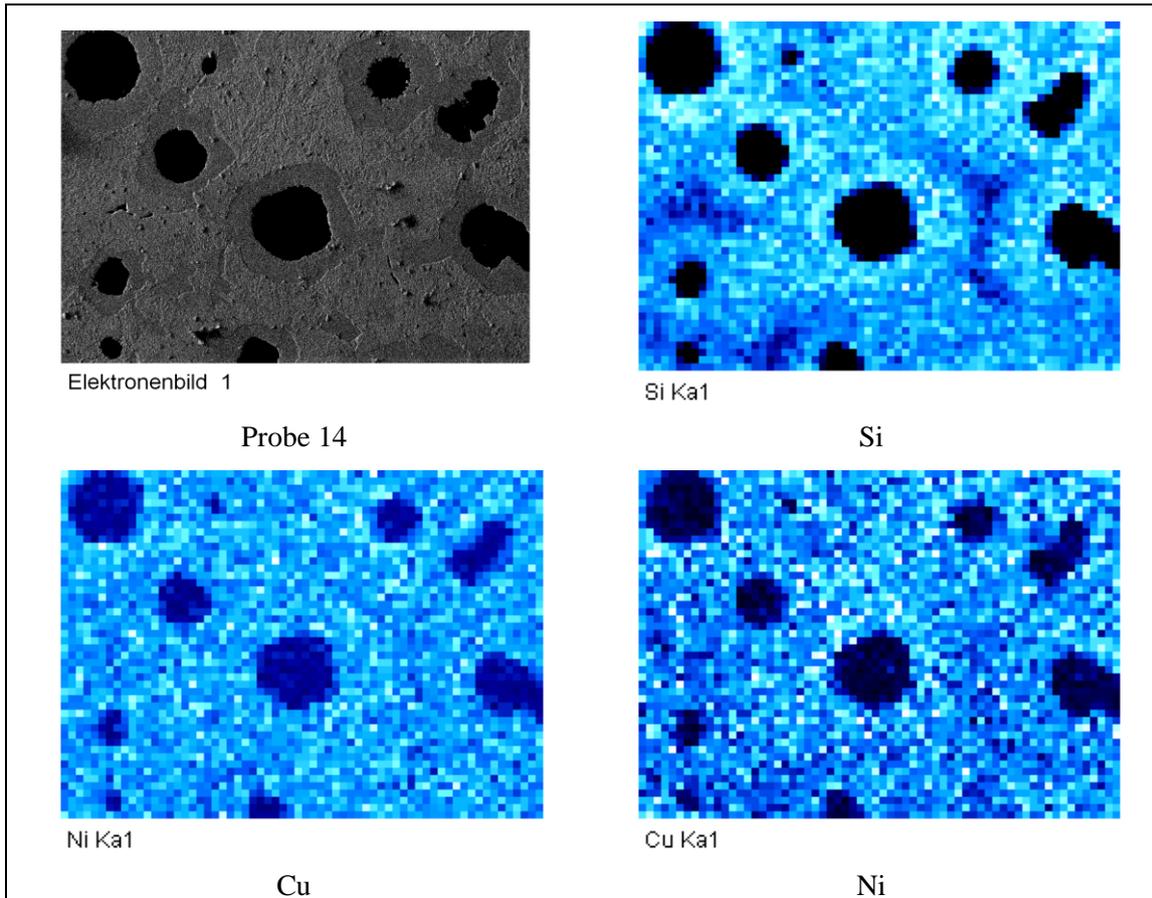


Abbildung 5.41: 2D Verteilung der Elemente Si, Cu und Ni im Gefüge aus Versuch 14.

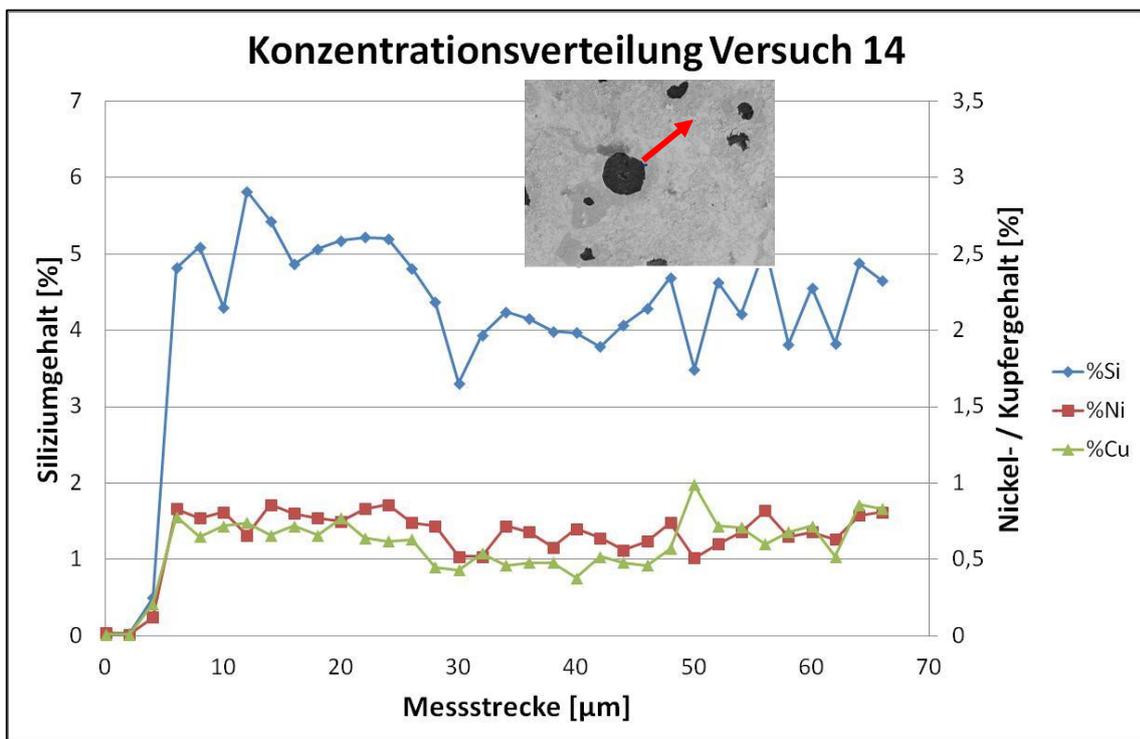


Abbildung 5.42: Konzentrationsverlauf der Elemente Si, Cu und Ni beginnend am Graphit in die Matrix hinein aus Versuch 14.

Zusammenfassung

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Siliziumkonzentration mit zunehmender Entfernung zum Graphit abnimmt. Ein ähnliches Verhalten ist beim Kupfer festzustellen, jedoch nur bei hohen Kupfergehalten (1,5 %) oder in Kombination mit hohen Siliziumgehalten (3,7 %). Nickel hingegen verteilt sich stets homogen in der Matrix. Anhand der qualitativen Ergebnisse des Kohlenstoffs ist mit der Zugabe von Silizium eine Abnahme, mit Kupfer und Nickel eine Zunahme, der Kohlenstoffkonzentration in der Matrix verbunden. Dies kann bei Silizium und Nickel im Perlit, bei Kupfer im Ferrit beobachtet werden. In einer Messung (Versuch 13) ist eine hohe Kupferkonzentration an der Korngrenze Ferrit/Perlit zu finden.

5.1.6 Mikrohärtemessung

Die Mikrohärtemessung von Ferrit und Perlit erfolgt an einer metallographisch präparierten Probe. Die Ergebnisse sind der **Tabelle 5.6** zu entnehmen. Die höchste Mikrohärte für Ferrit und Perlit wurde in Versuch 8 erreicht. In diesem Versuch wurde die höchste Menge an Silizium verwendet.

Tabelle 5.6: Übersicht der bei der Härteprüfung ermittelten Härtewerte nach Vickers der Phasen Ferrit und Perlit der Versuche 1-15.

Versuch	Mikrohärte Ferrit [H _v]	Mikrohärte Perlit [H _v]
1	158,36	327,58
2	194,63	302,62
3	164,70	278,22
4	237,13	358,92
5	194,75	327,81
6	224,03	327,70
7	206,56	325,48
8	246,16	382,08

Versuch	Mikrohärte Ferrit [H _v]	Mikrohärte Perlit [H _v]
9	186,94	322,48
10	232,27	365,43
11	164,56	220,67
12	180,67	311,49
13	181,00	314,90
14	198,35	305,49
15	213,97	342,38

5.2 Statistische Auswertung

Anhand des Versuchsplans und der Resultate aus den verschiedenen Messungen (Ergebnis) wird für jedes Ergebnis eine Varianzanalyse durchgeführt. Der Einfluss (Effekt) der Versuchsparameter auf die Ergebnisse wird in den folgenden Säulendiagrammen normiert auf das Grundrauschen der Ergebnisse dargestellt. Darüber hinaus werden auf dieser Grundlage Regressionen nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate durchgeführt, um eine mathematische Gleichung zu erhalten, welches den Zusammenhang zwischen der chemischen Zusammensetzung und der gemessenen Eigenschaft herstellt. Bei der Auswertung wird die in **Tabelle 5.7** aufgeführte Nomenklatur verwendet.

Tabelle 5.7: Übersicht der für die statistische Auswertung verwendeten Nomenklatur.

A: Wirkung Silizium linear	AB: Wechselwirkung Silizium/Kupfer	AA: Wirkung Silizium quadratisch
B: Wirkung Kupfer linear	AC: Wechselwirkung Silizium/Nickel	BB: Wirkung Kupfer quadratisch
C: Wirkung Nickel linear	BC: Wechselwirkung Kupfer/Nickel	CC: Wirkung Nickel quadratisch

5.2.1 Mechanische Eigenschaften

5.2.1.1 Zugfestigkeit

In **Abbildung 5.43** sind die Effekte der Elemente auf die Zugfestigkeit dargestellt. Daraus ist zu entnehmen, dass Kupfer die Komponente mit dem größten Effekt ist. Die Komponenten Silizium, Wechselwirkung von Silizium und Kupfer, sowie Kupfer im Quadrat sind auf gleichem Niveau. Nickel hat den geringsten signifikanten Effekt. Alle übrigen Komponenten sind nicht signifikant.

Die Regression liefert folgende Formel:

$$R_m = 767,337 - 130,919 \cdot \%Si + 418,583 \cdot \%Cu + 36,193 \cdot \%Ni - 297,570 \cdot \%Cu^2 + 108,128 \cdot \%Si \cdot \%Cu$$

Mit einem Bestimmtheitsmaß von R^2 von 0,900 ist eine gute Vorhersagegenauigkeit gegeben.

Aus der Gleichung ist klar erkennbar, dass Kupfer linear einen großen Einfluss auf die Zugfestigkeit hat. Während Kupfer in Wechselwirkung mit Silizium ebenfalls positiv wirkt, ist das Quadrat von Kupfer mit einem negativen Vorzeichen versehen. Ebenfalls negativ wirkt sich Silizium auf die Zugfestigkeit aus. Nickel hat einen, wenn auch geringen, positiven Einfluss.

Zur besseren Verdeutlichung ist in **Abbildung 5.44** eine graphische Darstellung der Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Gehalte an Nickel und Kupfer bei verschiedenen Siliziumgehalten zu sehen. Klar zu erkennen ist die festigkeitssteigernde Wirkung des Kupfers, welche durch Nickel weiter erhöht wird. Die Schwächung durch Silizium ist kaum erkennbar.

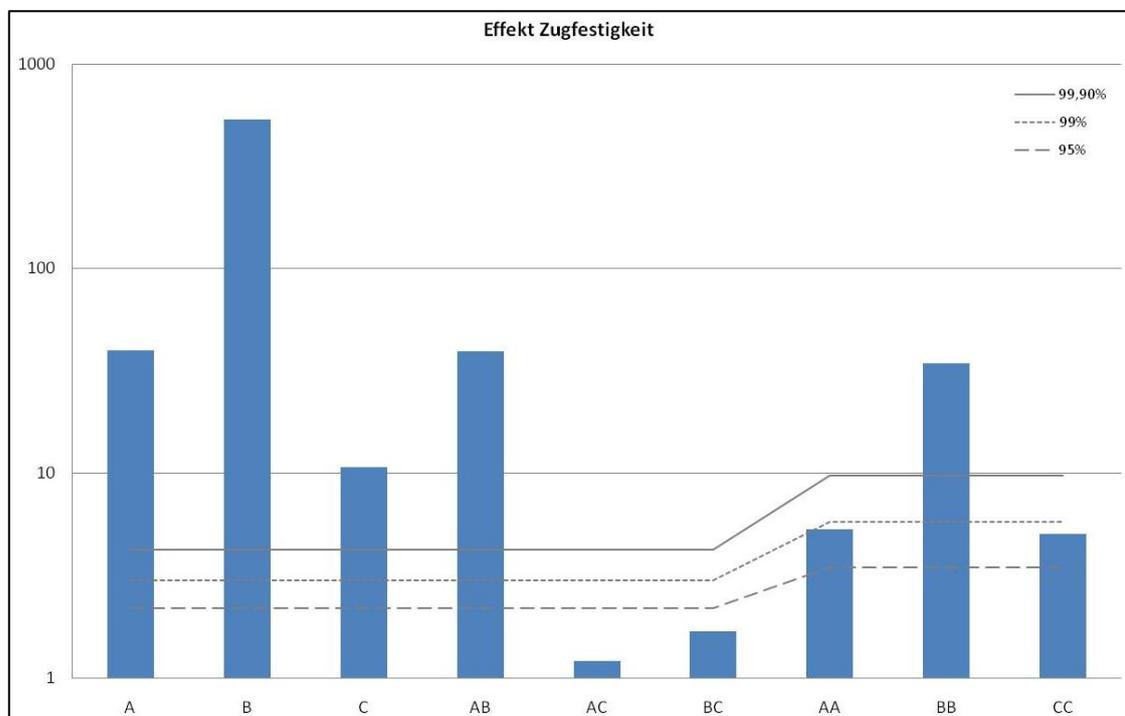


Abbildung 5.43: Standardisierte Effekte der Elemente Silizium, Kupfer und Nickel auf die Zugfestigkeit (Rm).

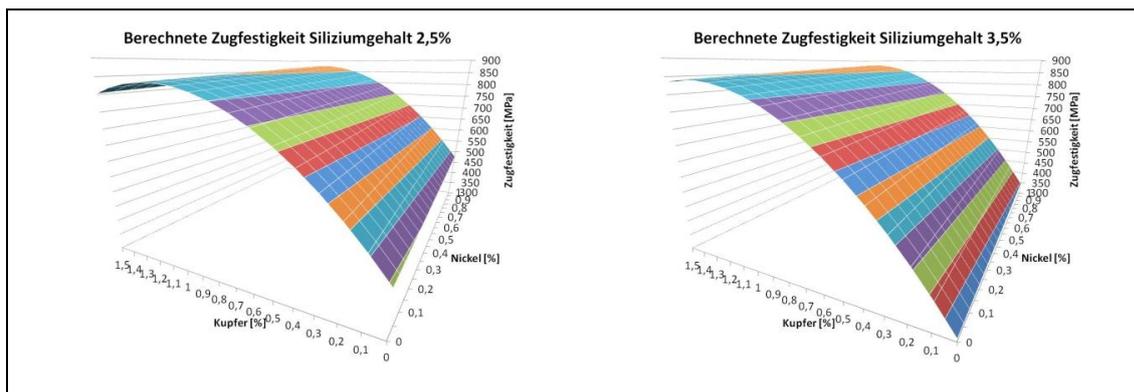


Abbildung 5.44: Graphische Darstellung der Regressionsgleichung. Die Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Kupfer- und Nickelgehalte bei unterschiedlichen Siliziumgehalten.

5.2.1.2 Dehnung

Für die Dehnung ergibt sich ein ähnliches Bild (**Abbildung 5.45**). Auch hier ist Kupfer das Element mit dem größten Effekt. In diesem Fall ist dieser Effekt für den linearen Term negativ, für den quadratischen positiv. Der Nickelgehalt ist für die Dehnung kaum von Bedeutung. Dieser geht linear mit einem geringen negativen Faktor in die Regression ein. Der quadratische Einfluss von Nickel und die Wechselwirkung von Nickel mit Silizium bzw. Kupfer sind nicht signifikant und daher vernachlässigbar. Für die Dehnung ergibt sich daher die folgende Gleichung:

$$A = 1,258 + 8,016 \cdot \%Si - 15,263 \cdot \%Cu - 1,426 \cdot \%Ni + 13,971 \cdot \%Cu^2 - 5,780 \cdot \%Si \cdot \%Cu$$

Mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,894$ ist eine gute Vorhersagbarkeit gegeben.

In der graphischen Darstellung der Gleichung (**Abbildung 5.46**) wird deutlich, dass durch die Zugabe von Silizium die Dehnung erheblich erhöht wird. Darüber hinaus zeigt sich die steilere Abnahme der Dehnung mit steigendem Kupfergehalt bei einem höheren Siliziumgehalt. Der Wiederanstieg der Dehnung bei 1,074 bzw. 1,270 gew.% Cu bei 2,5 bzw. 3,5 gew.% Silizium ist auf ein Artefakt bedingt durch den Einsatz des quadratischen Ansatzes zurückzuführen. Daher ist diese Gleichung in Abhängigkeit des Siliziumgehaltes nur bis zu folgendem Kupfergehalt gültig:

$$\%Cu = \frac{15,263 + \%Si \cdot 5,780}{27,942}$$

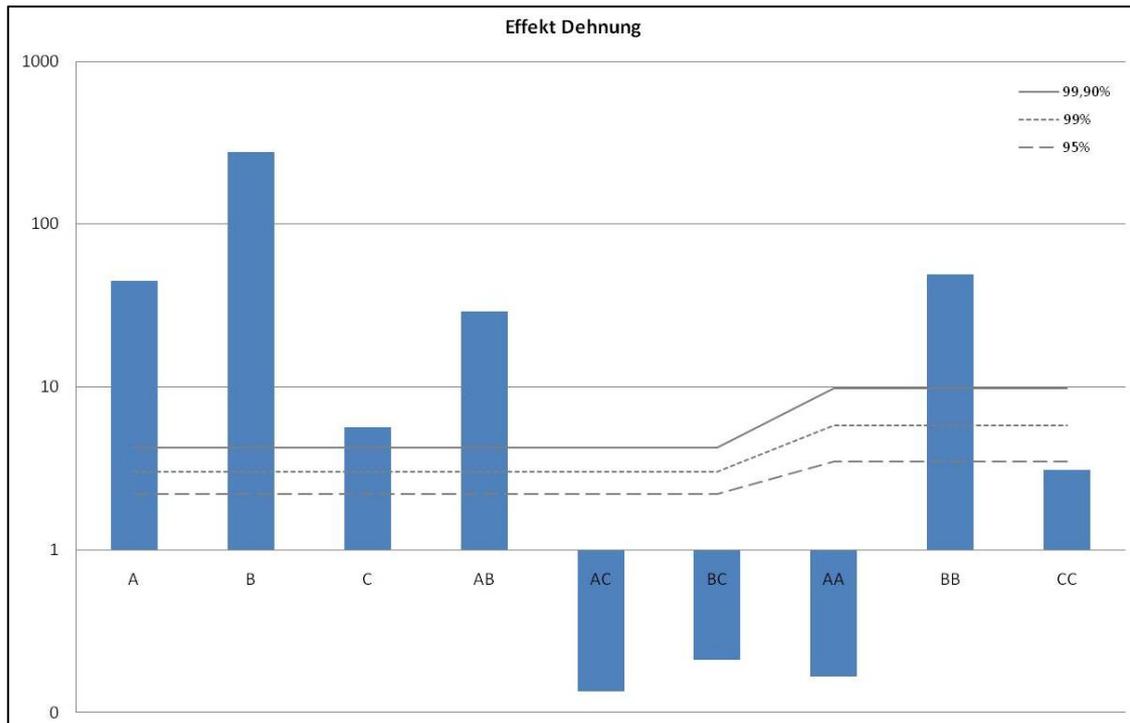


Abbildung 5.45: Standardisierte Effekte der Elemente Silizium, Kupfer und Nickel auf die Bruchdehnung (A).

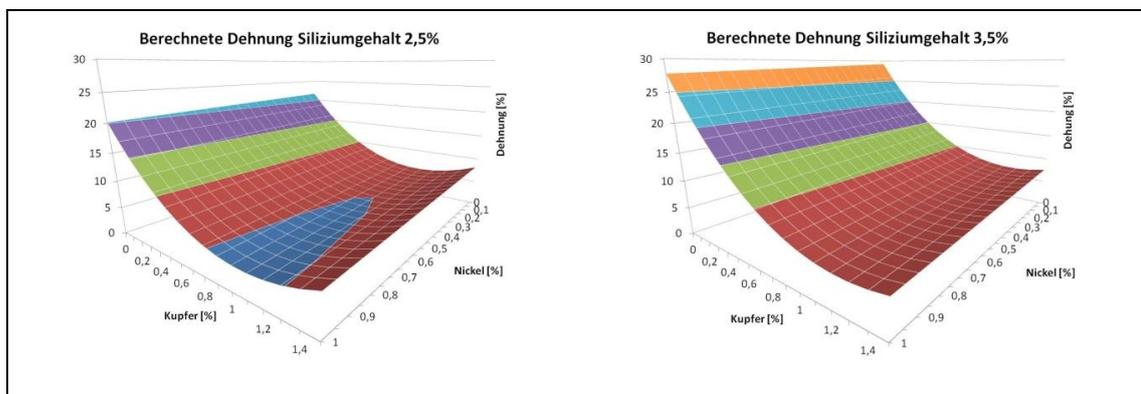


Abbildung 5.46: Graphische Darstellung der Regressionsgleichung. Die Bruchdehnung in Abhängigkeit der Kupfer- und Nickelgehalte bei unterschiedlichen Siliziumgehalten.

5.2.1.3 Streckgrenze

In **Abbildung 5.47** sind die Effekte der Elemente auf die Streckgrenze dargestellt. Die Streckgrenze wird durch die Elemente Silizium, Kupfer und Nickel positiv beeinflusst, wobei auch hier Kupfer den stärksten Effekt zeigt. Im Vergleich zu der Zugfestigkeit und Dehnung, bei denen Nickel nur eine untergeordnete Rolle spielt, ist in diesem Fall Nickel der Faktor mit dem zweitgrößten Effekt. Lediglich der quadratische Term von Kupfer und Nickel reduzieren die Streckgrenze.

Für die Streckgrenze ergibt sich daher die folgende Gleichung:

$$R_{p_{0,2}} = 122,803 + 43,143 \cdot \%Si + 402,584 \cdot \%Cu + 91,171 \cdot \%Ni - 154,087 \cdot \%Cu^2 - 21,069 \cdot \%Ni^2 + 19,232 \cdot \%Cu \cdot \%Ni$$

Mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,899$ ist eine gute Vorhersagbarkeit gegeben.

Die graphische Darstellung (**Abbildung 5.48**) zeigt, dass durch eine Erhöhung des Siliziumgehaltes lediglich eine Verschiebung der gesamten Fläche zu einer höheren Streckgrenze stattfindet. Der Einfluss des Kupfers ist für die Streckgrenze der bestimmende Faktor. Durch Nickel kann ebenfalls die Streckgrenze gesteigert werden, aber in einem viel geringeren Maß als Kupfer.

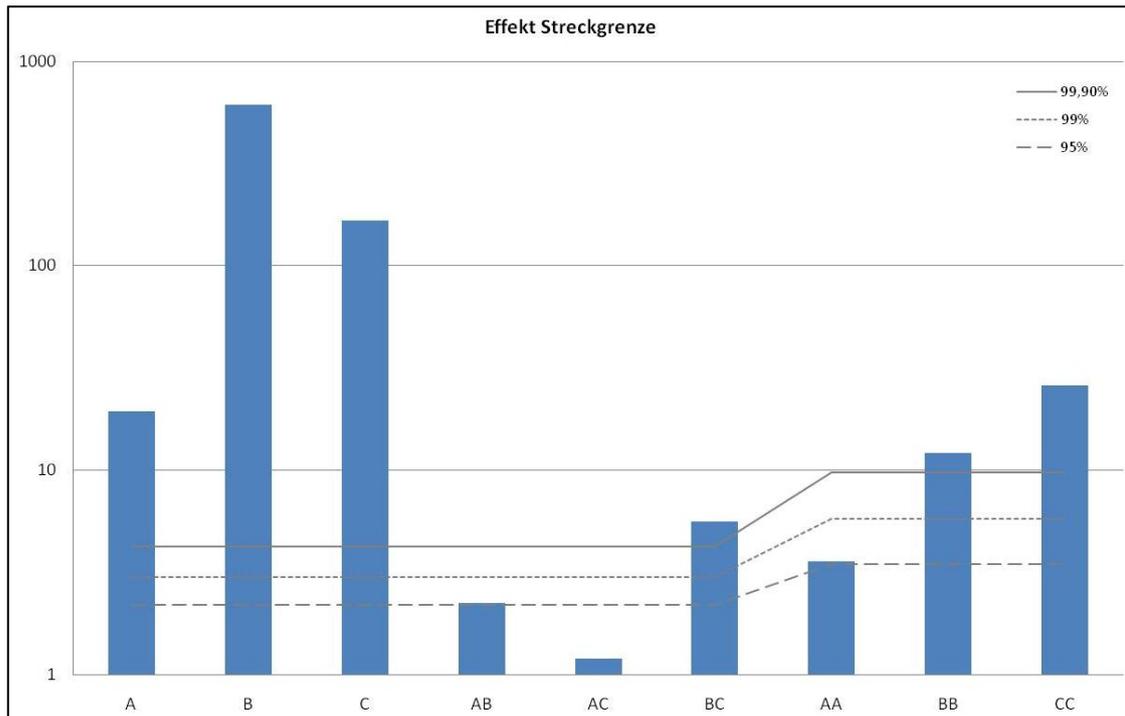


Abbildung 5.47: Standardisierte Effekte der Elemente Silizium, Kupfer und Nickel auf die Streckgrenze ($R_{p0,2}$).

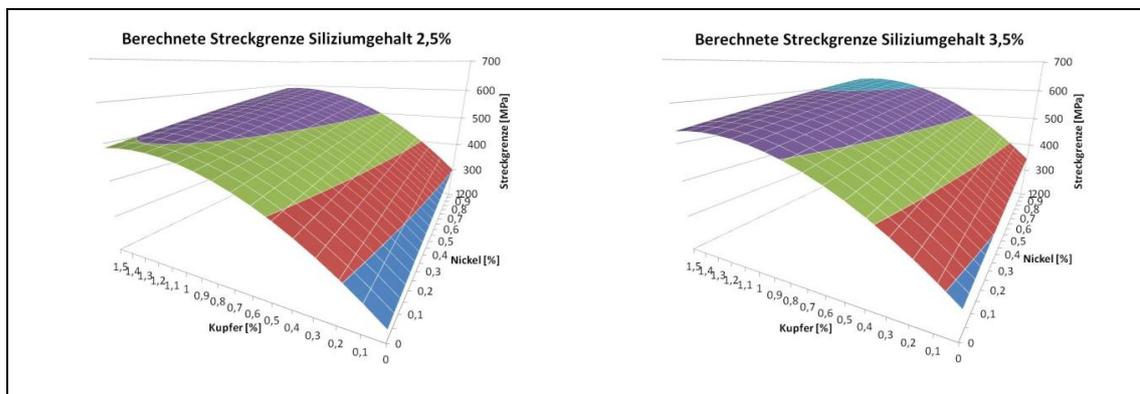


Abbildung 5.48: Graphische Darstellung der Regressionsgleichung. Die Streckgrenze in Abhängigkeit der Kupfer- und Nickelgehalte bei unterschiedlichen Siliziumgehalten.

5.2.1.4 Härte

In **Abbildung 5.49** sind die Effekte der Elemente auf die Härte dargestellt. Diesem ist zu entnehmen, dass Nickel den stärksten Effekt hat. Darüber hinaus haben die Wechselwirkungen aller Elemente, sowie das Nickel im Quadrat einen Effekt.

Für die Härte ergibt sich daher die folgende Gleichung:

$$H_V = 294,844 - 53,318 \cdot \%Si + 115,257 \cdot \%Cu - 86,323 \cdot \%Ni - 103,081 \cdot \%Ni^2 + 47,648 \cdot \%Si \cdot \%Cu + 38,73 \cdot \%Si \cdot \%Ni - 38,97 \cdot \%Cu \cdot \%Ni$$

Mit einem Bestimmtheitsmaß von $R^2 = 0,873$ ist eine gute Vorhersagbarkeit gegeben.

Die **Abbildung 5.50** zeigt deutlich die Härtesteigerung durch die Zugabe von Kupfer, die des Nickels fällt bedeutend geringer aus. Des Weiteren ist zu erkennen, dass durch die Erhöhung des Siliziumgehaltes die Fläche nahezu parallel zu höheren Härten verschoben wird. Ein Maximum der Härte wird bei dem folgenden Kupfergehalt erreicht:

$$\%Cu = \frac{115,257 - \%Cu \cdot 206,162 + \%Si \cdot 47,648 - \%Ni \cdot 38,97}{206,162}$$

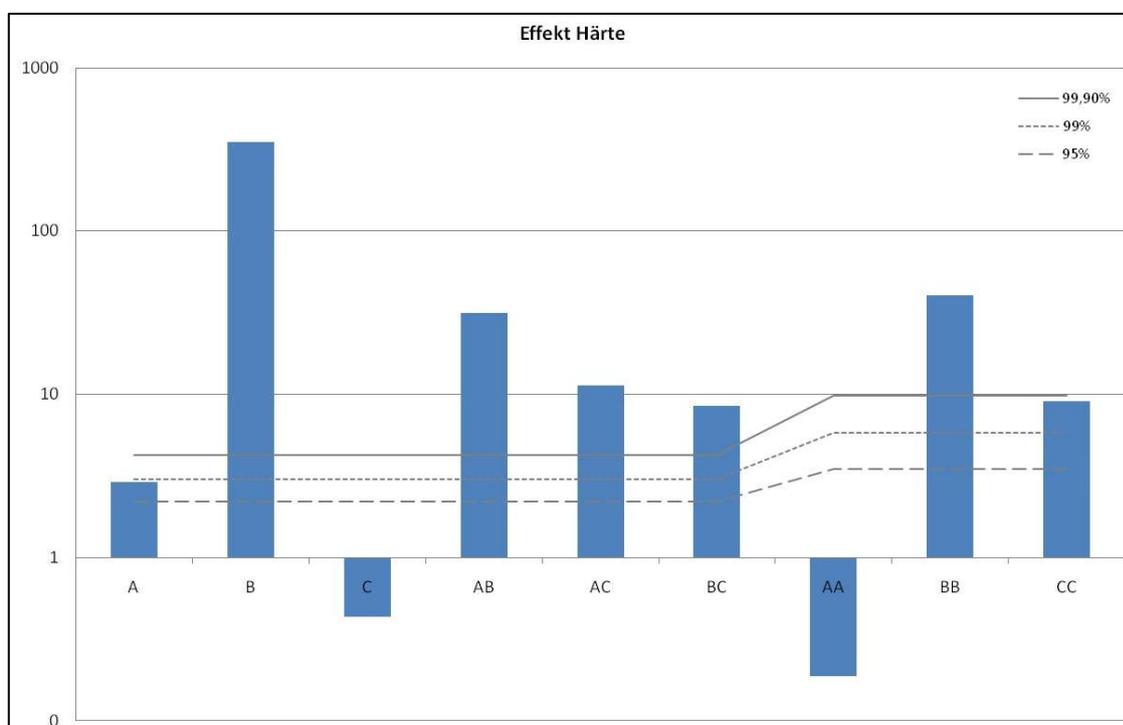


Abbildung 5.49: Standardisierte Effekte der Elemente Silizium, Kupfer und Nickel auf die Härte (H_V).

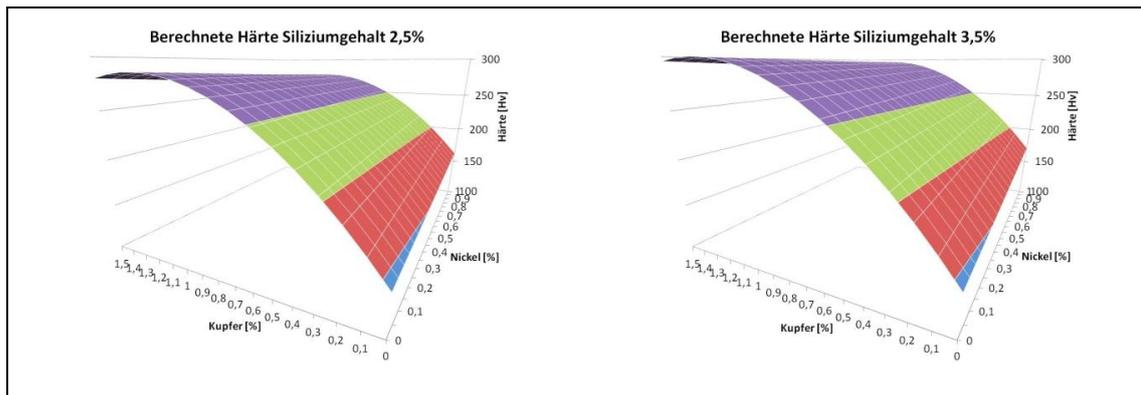


Abbildung 5.50: Graphische Darstellung der Regressionsgleichung. Die Härte in Abhängigkeit der Kupfer- und Nickelgehalte bei unterschiedlichen Siliziumgehalten.

5.2.2 Gefügeeigenschaften

5.2.2.1 Rundheit des Kugelgraphits

Die **Abbildung 5.51** zeigt die Effekte von Silizium, Kupfer und Nickel auf die Rundheit. Daraus ist abzulesen, dass die Faktoren Silizium, Kupfer und die Wechselwirkung von Silizium und Nickel einen Einfluss auf die Rundheit der Graphitkugeln haben. Die Effekte sind jedoch nur schwach, wenn auch mit 99,9 % mit einer hohen Signifikanz. Dies spiegelt sich auch bei der Durchführung der Regression wieder. Diese hat ein geringes Bestimmtheitsmaß mit $R^2 = 0,267$. Eine statistisch sichere Aussage ist für die Rundheit dementsprechend nicht möglich. Die resultierende Gleichung lautet:

$$Rd = 0,688 + 0,013 \cdot \%Si + 0,032 \cdot \%Cu + 0,17 \cdot \%Ni - 0,057 \cdot \%Si \cdot \%Ni$$

Die graphische Darstellung der Gleichung ist nicht aufgeführt, da diese nicht statistisch abgesichert ist.

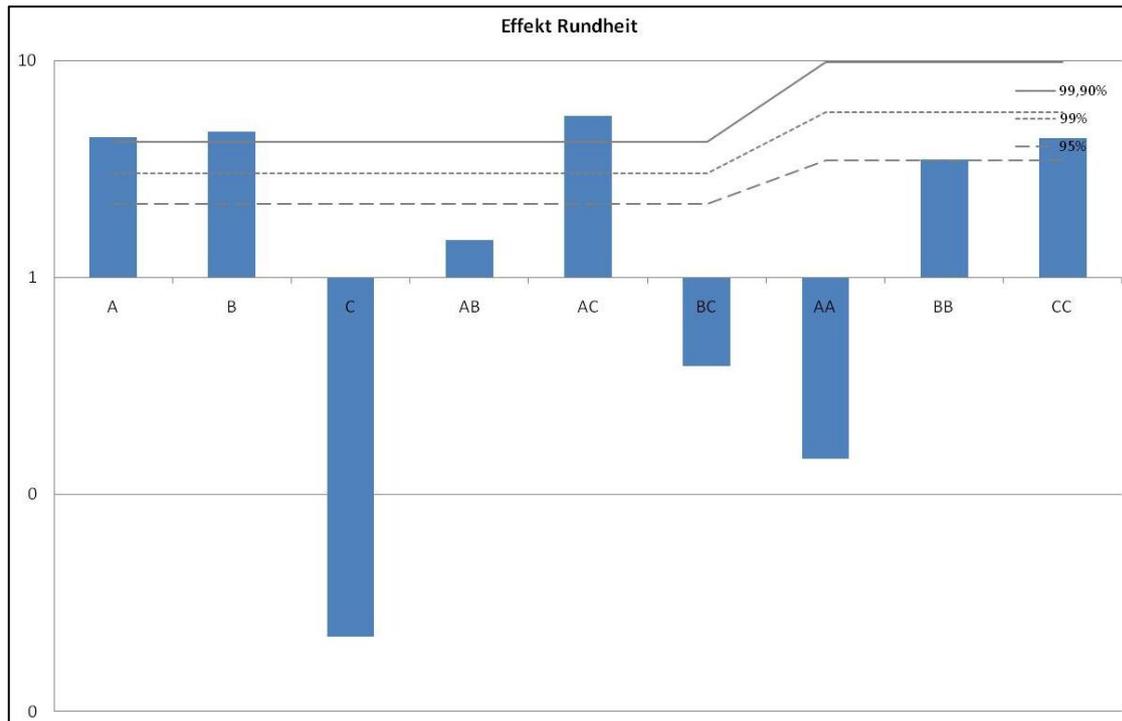


Abbildung 5.51: Standardisierte Effekte der Elemente Silizium, Kupfer und Nickel auf die Rundheit der Graphitkugeln.

5.2.2.2 Sphärolitendichte

Die Effekte der Faktoren auf die Sphärolitendichte ist in **Abbildung 5.52** zu sehen. Dabei haben lediglich die Elemente Silizium und Kupfer, sowie in Wechselwirkung Kupfer und Nickel einen signifikanten Effekt. Aus der Regression hat sich die folgende Gleichung mit einem Bestimmtheitsmaß von 0,390 ergeben:

$$Sphd = 76,671 + 21,829 \cdot \%Si + 4,994 \cdot \%Cu + 19,449 \cdot \%Ni - 39,859 \cdot \%Cu \cdot \%Ni$$

Eine statistisch sichere Vorhersage ist mit Hilfe dieser Gleichung nicht möglich. Die Sphärolitendichte ist im großen Maße von dem Keimhaushalt der Schmelze, sowie von der Abkühlbedingung abhängig. Diese Faktoren werden hier jedoch nicht untersucht. Auf Grund der geringen Aussagekraft wird hier auf eine graphische Darstellung verzichtet.

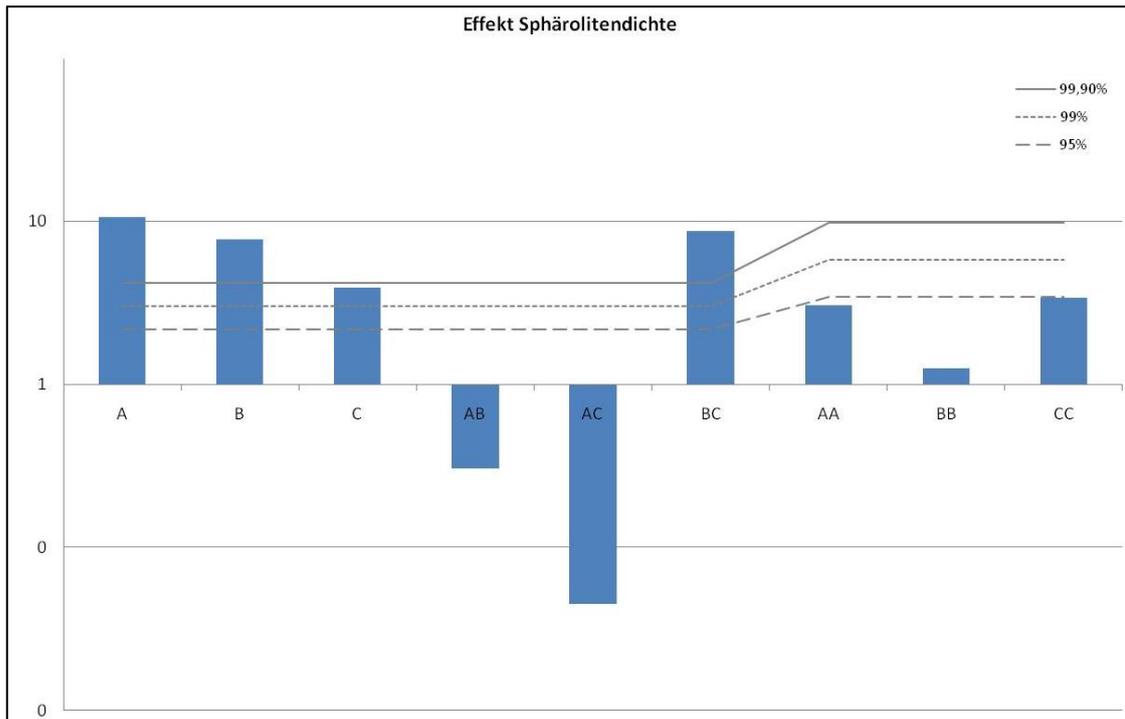


Abbildung 5.52: Standardisierte Effekte der Elemente Silizium, Kupfer und Nickel auf die Sphärolitendichte.

5.2.2.3 Ferritanteil

Der **Abbildung 5.53** können die Effekte der Elemente entnommen werden, welche einen signifikanten Einfluss auf den Ferritanteil im Gefüge haben. Mit der Ausnahme der Wechselwirkung von Silizium und Nickel, sowie die quadratischen Größen von Silizium und Nickel haben alle Faktoren einen Einfluss auf den Ferritanteil. Aus der Regression wird folgende Gleichung gebildet, welche den mathematischen Zusammenhang zwischen dem Ferritanteil und der chemischen Zusammensetzung herstellt:

$$\begin{aligned} \% \text{ Ferrit} = & -111,286 + 71,987 \cdot \% \text{ Si} - 6,559 \cdot \% \text{ Cu} - 2,618 \cdot \% \text{ Ni} + 70,213 \cdot \% \text{ Cu}^2 \\ & - 53,724 \cdot \% \text{ Si} \cdot \% \text{ Cu} + 15,793 \cdot \% \text{ Cu} \cdot \% \text{ Ni} \end{aligned}$$

5 Versuchsauswertung

Diese Gleichung hat ein Bestimmtheitsmaß von 0,91 und weist damit eine sehr gute Vorhersagbarkeit auf. Mit der Literatur konform zeigen sich die Vorzeichen der Einzelfaktoren. Während Silizium den Ferritanteil erhöht, führen Kupfer und Nickel zu einer Verringerung. Die graphische Darstellung (**Abbildung 5.54**) zeigt mit zunehmenden Kupfer- und Nickelgehalt eine Verringerung des Ferritanteils bis zu einem Minimum. Das Minimum liegt bei der folgenden chemischen Zusammensetzung:

$$\%Cu = \frac{6,559 + 53,724 \cdot \%Si - 15,793 \cdot \%Ni}{140,426}$$

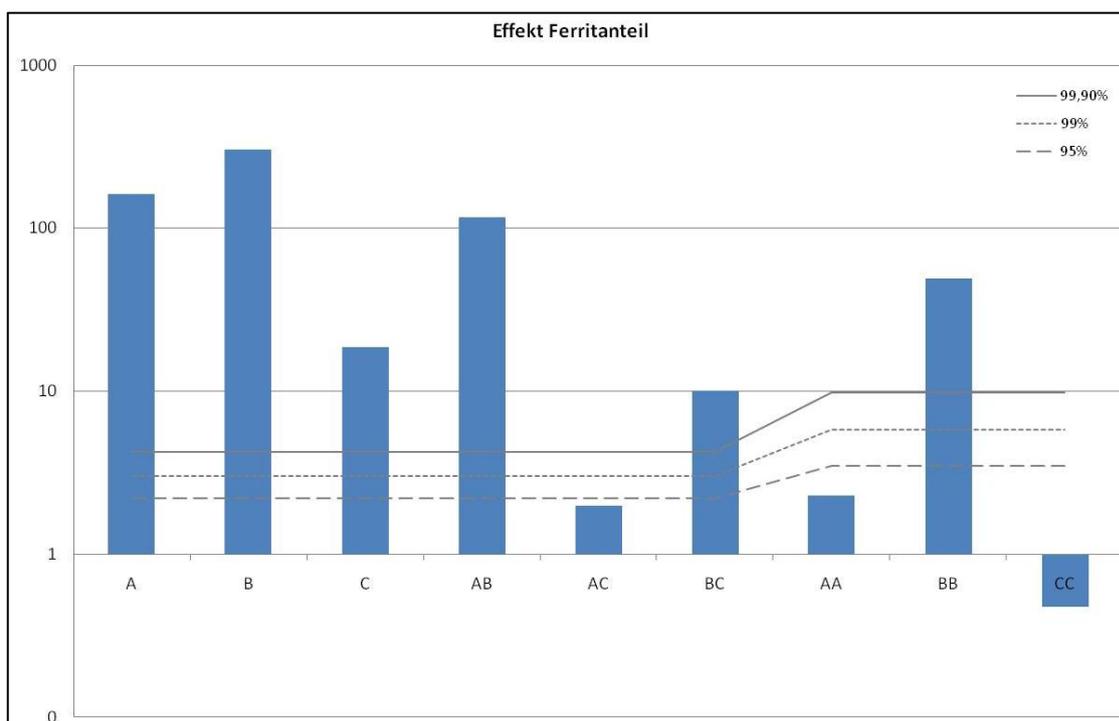


Abbildung 5.53: Standardisierte Effekte der Elemente Silizium, Kupfer und Nickel auf den Ferritanteil.

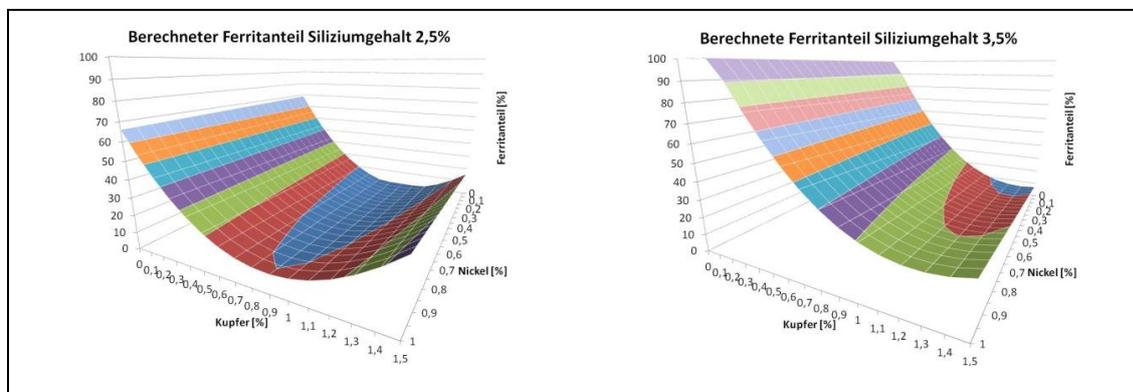


Abbildung 5.54: Graphische Darstellung der Regressionsgleichung. Der Ferritanteil in Abhängigkeit der Kupfer- und Nickelgehalte bei unterschiedlichen Siliziumgehalten.

5.2.2.4 Mikrohärte Ferrit

Bezüglich der Mikrohärte des Ferrits ist in **Abbildung 5.55** zu entnehmen, dass alle Faktoren, mit Ausnahme der Wechselwirkung von Silizium und Nickel, sowie Silizium im Quadrat, einen signifikanten Effekt besitzen. Der größte Effekt geht hierbei vom Silizium aus.

Durch die Regression wird der Zusammenhang durch folgende Gleichung mathematisch beschrieben, welche ein Bestimmtheitsmaß von 0,888 aufweist.

$$H_{V, Ferrit} = 101,440 + 13,852 \cdot \%Si + 4,656 \cdot \%Cu + 31,334 \cdot \%Ni - 45,709 \cdot \%Cu^2 + 10,798 \cdot \%Ni^2 + 33,385 \cdot \%Si \cdot \%Cu - 25,536 \cdot \%Cu \cdot \%Ni$$

In der graphischen Darstellung dieser Gleichung in **Abbildung 5.56** ist härtesteigernde Wirkung der Elemente zu sehen. Zudem zeigt sich ein Maximum für die Härte bei einem Kupfergehalt von:

$$\%Cu = \frac{4,656 + 33,385 \cdot \%Si - 25,536 \cdot \%Ni}{91,418}$$

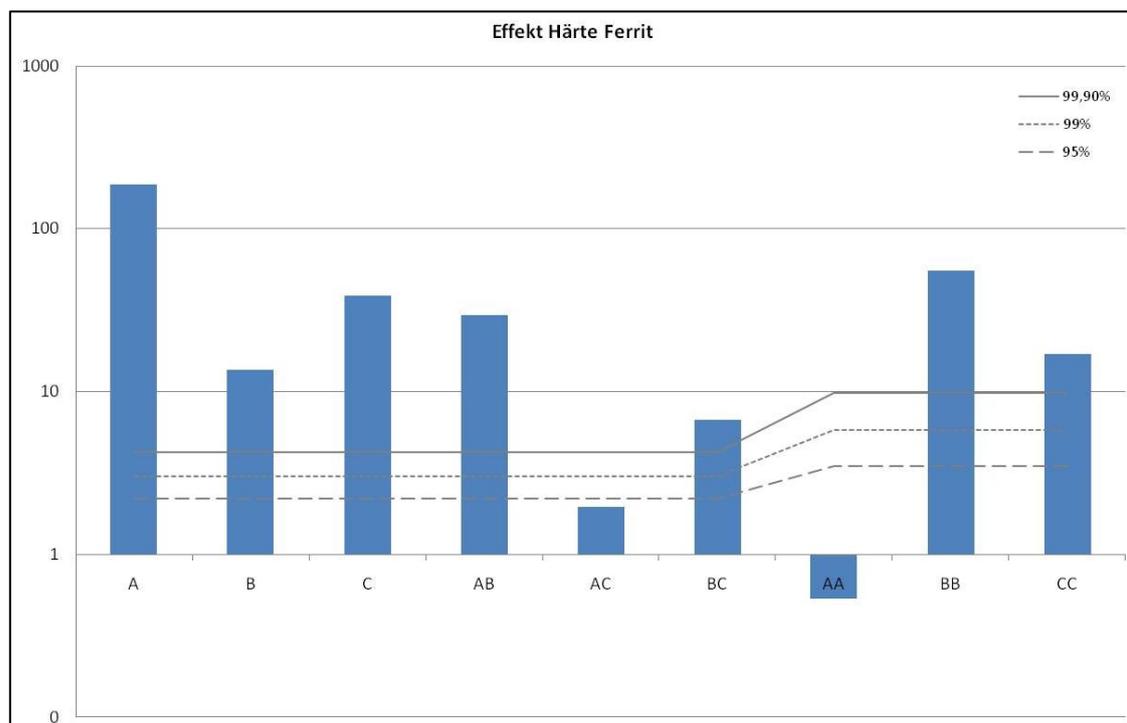


Abbildung 5.55: Standardisierte Effekte der Elemente Silizium, Kupfer und Nickel auf die Mikrohärte des Ferrits.

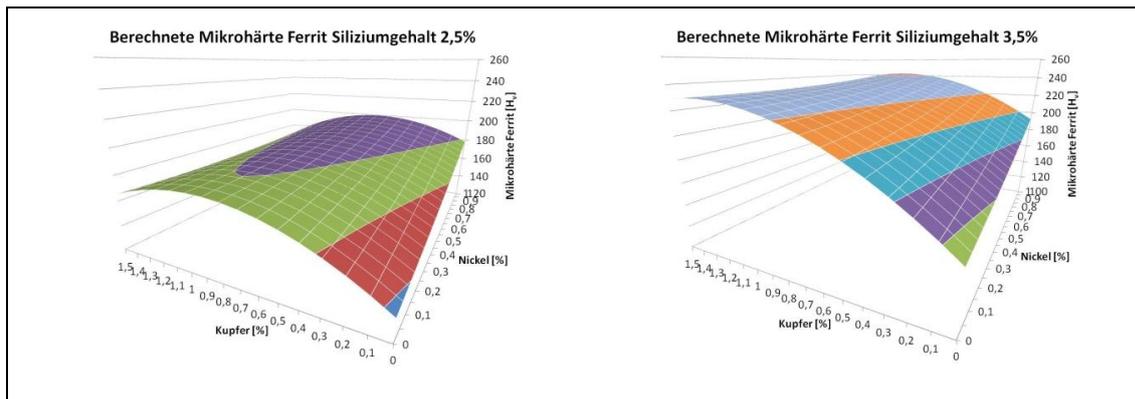


Abbildung 5.56: Graphische Darstellung der Regressionsgleichung. Die Mikrohärtete des Ferrits in Abhängigkeit der Kupfer- und Nickelgehalte bei unterschiedlichen Siliziumgehalten.

5.2.2.5 Mikrohärtete Perlit

Wie in **Abbildung 5.57** dargestellt, reagiert die Mikrohärtete des Perlits lediglich auf die Wechselwirkung von Silizium und Nickel bzw. Kupfer und Nickel, sowie Silizium im Quadrat nicht. Der Faktor BB hat den größten Effekt. Durch die Regression wird folgende Formel berechnet, welche die Mikrohärtete des Perlits in Abhängigkeit der Faktoren mit signifikanten Effekten darstellt.

$$H_{V,Perlit} = 351,656 - 36,775 \cdot \%Si + 3,663 \cdot \%Cu - 60,536 \cdot \%Ni - 117,689 \cdot \%Cu^2 + 63,403 \cdot \%Ni^2 + 74,703 \cdot \%Si \cdot \%Cu$$

Das Bestimmtheitsmaß dieser Gleichung beträgt 0,721. In der in **Abbildung 5.58** graphischen Darstellung dieser Gleichung sind in Abhängigkeit von Kupfer und Nickelgehalt bei zwei festgelegten Siliziumgehalten deutlich die quadratischen Terme des Kupfers und des Nickels zu erkennen. Hierbei ergeben sich für die Mikrohärtete des Perlits ein Maximum bei einem Kupfergehalt von

$$\%Cu = \frac{3,663 + 74,703 \cdot \%Si}{235,378}$$

und ein Minimum bei einem Nickelgehalt von

$$\%Ni = \frac{60,536}{126,806} = 0,477$$

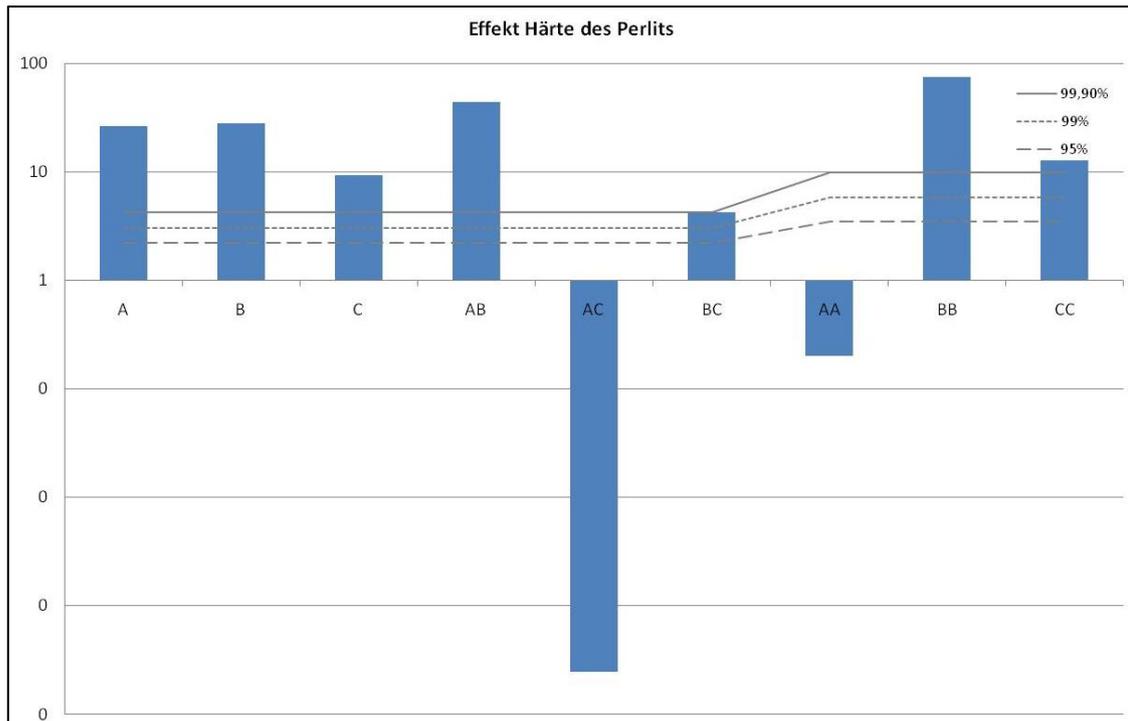


Abbildung 5.57: Standardisierte Effekte der Elemente Silizium, Kupfer und Nickel auf die Mikrohärtigkeit des Perlits.

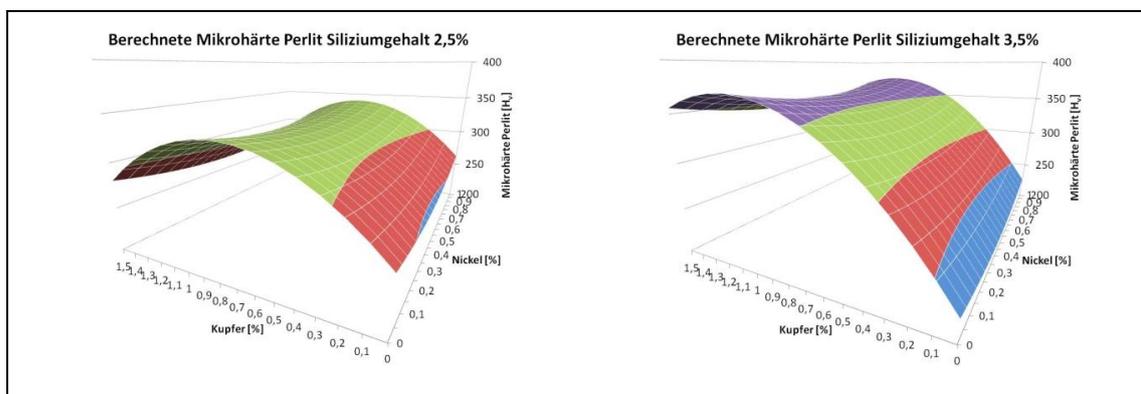


Abbildung 5.58: Graphische Darstellung der Regressionsgleichung. Die Mikrohärtigkeit des Perlits in Abhängigkeit der Kupfer- und Nickelgehalte bei unterschiedlichen Siliziumgehalten.

5.3 Thermodynamische Berechnungen

Als Resultat der thermodynamischen Berechnungen entstehen quasibinäre Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramme mit festgelegtem Silizium-, Kupfer- und Nickelgehalt (**Abbildung 5.59**). Diese sind idealisiert unter Gleichgewichtsbedingung berechnet und enthalten daher die Phasengrenzen für die stabile Erstarrung und Phasenumwandlung. In den Zustandsschaubildern sind die Phasengebiete in Abhängigkeit von Temperatur (Y-Achse) und der Kohlenstoff- bzw. Eisenkonzentration (X-Achse) dargestellt. Diese Darstellung stimmt mit dem in der Literatur angegebenen Zustandsdiagramm überein (vergleiche **Abbildung 2.2**).

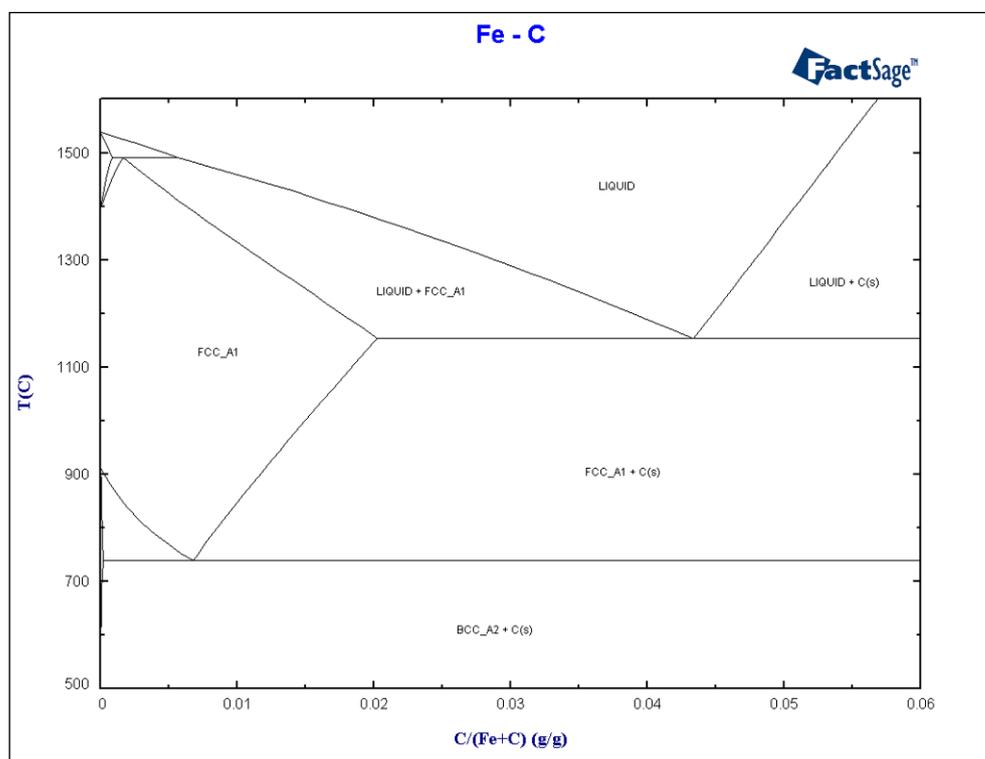


Abbildung 5.59: Ausschnitt aus binärem Fe-C Zustandschaubild von 0 bis 6 gew.% Kohlenstoff.

In Versuch 15 (**Abbildung 5.60**) ist im Vergleich zum binären Eisen-Kohlenstoff-Diagramm eine Verschiebung des eutektischen Punktes und der Randlöslichkeit des Austenits (FCC-A1) zu geringeren Kohlenstoffgehalten zu sehen. Zudem entsteht ein Drei-Phasengebiet, bestehend aus Schmelze, Austenit und Graphit (C). Zwischen 720 °C und 750 °C öffnet sich ein Drei-Phasengebiet, welches die Phasen Ferrit (BCC_A2), Austenit und Graphit beinhaltet. Bei Unterschreitung von 675 °C kommt es zur

Überschreitung der Löslichkeit von Kupfer (Cu) in Ferrit, wodurch es zu dessen Ausscheidung kommt.

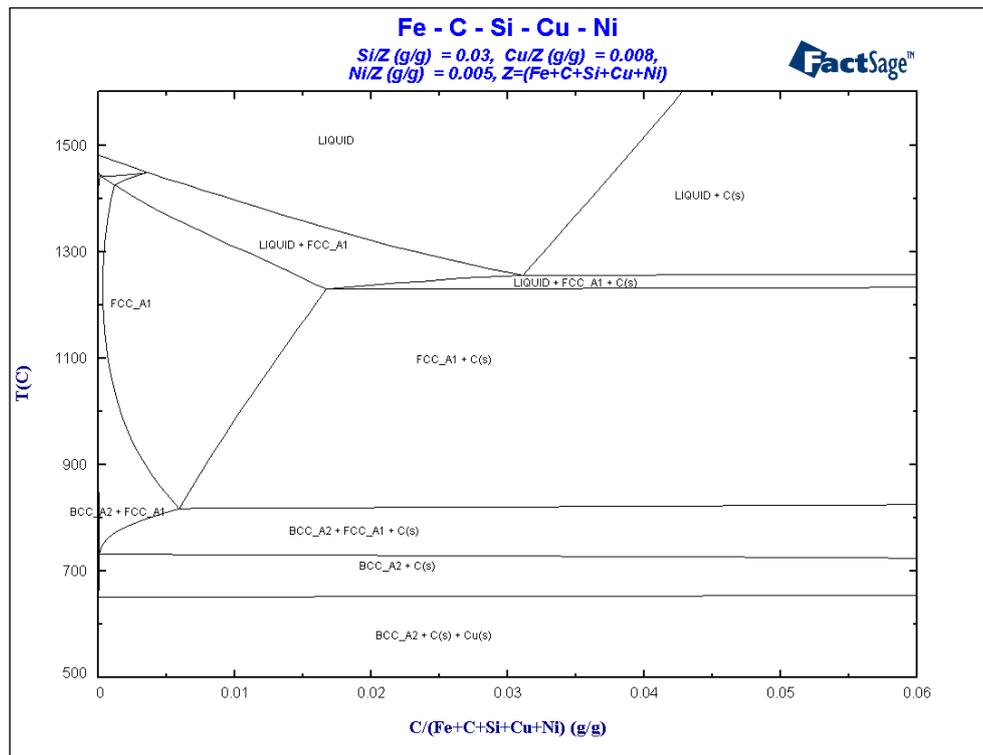


Abbildung 5.60: Zustandsschaubild Versuch 15.

Silizium

Durch eine Verringerung des Siliziumgehaltes auf 2,3 gew.% findet eine Aufweitung des Drei-Phasengebietes (Schmelz, Austenit und Graphit) statt. Dies widerspricht allerdings der Literatur (5) (39) (40), wonach eine Erhöhung des Siliziumgehaltes eine Aufweitung des Drei-Phasengebietes hervorruft. Der eutektische Punkt und die Löslichkeitsgrenze von Kohlenstoff im Austenit verschiebt sich zu höheren Kohlenstoffgehalten. Die Phasengrenze Austenit+C / Ferrit+Austenit+Graphit verschiebt sich zu geringeren Temperaturen, während die Phasengrenze Ferrit+Austenit+Graphit / Ferrit+Graphit nahezu unverändert bleibt. Die Temperatur, bei der sich Kupfer bildet wird zu höheren Temperaturen angehoben.

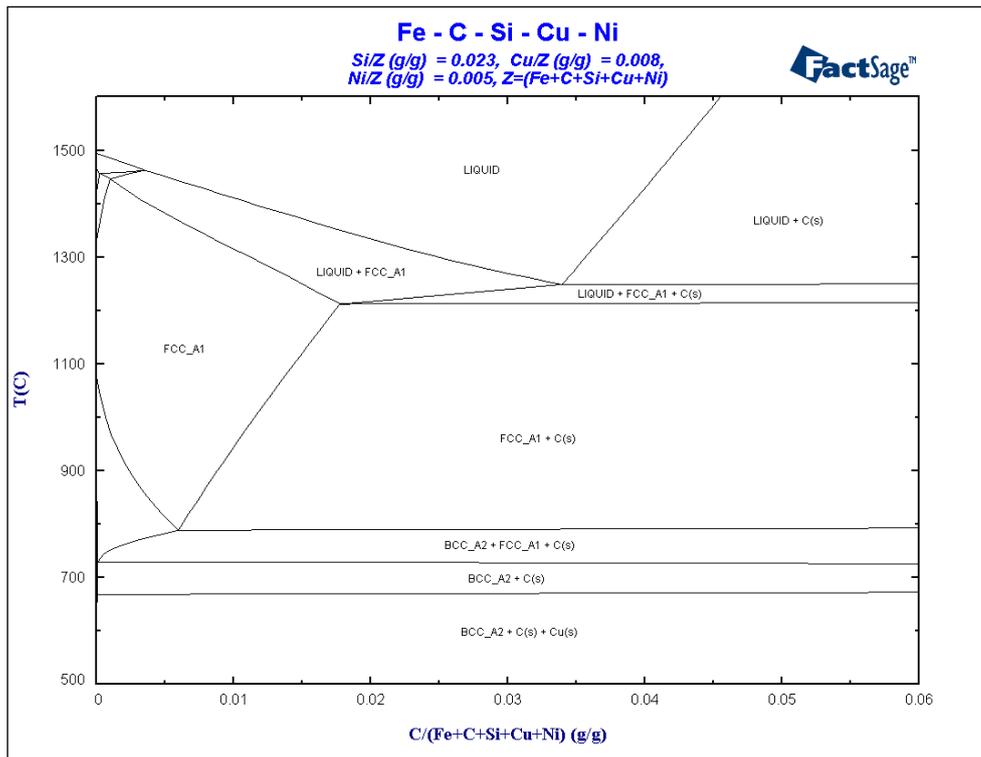


Abbildung 5.61: Zustandsschaubild Versuch 9.

Wird der Siliziumgehalt von 3,0 auf 3,7 gew.% angehoben (Versuch 10), so findet eine deutliche Verschiebung des eutektischen Punktes und der in Austenit löslichen Kohlenstoff zu kleineren Kohlenstoffgehalten statt (**Abbildung 5.62**). Gleichzeitig verschiebt das Drei-Phasengebiet Schmelze, Austenit und Graphit zu höheren Temperaturen. Des Weiteren wird das Zwei-Phasengebiet (Ferrit und Kohlenstoff) nach der eutektoiden Umwandlung zu tieferen Temperaturen verschoben, dabei wird die untere Gleichgewichtstemperatur stärker erniedrigt als die obere. Es kommt somit zu einer späteren Ausscheidung von Kupfer.

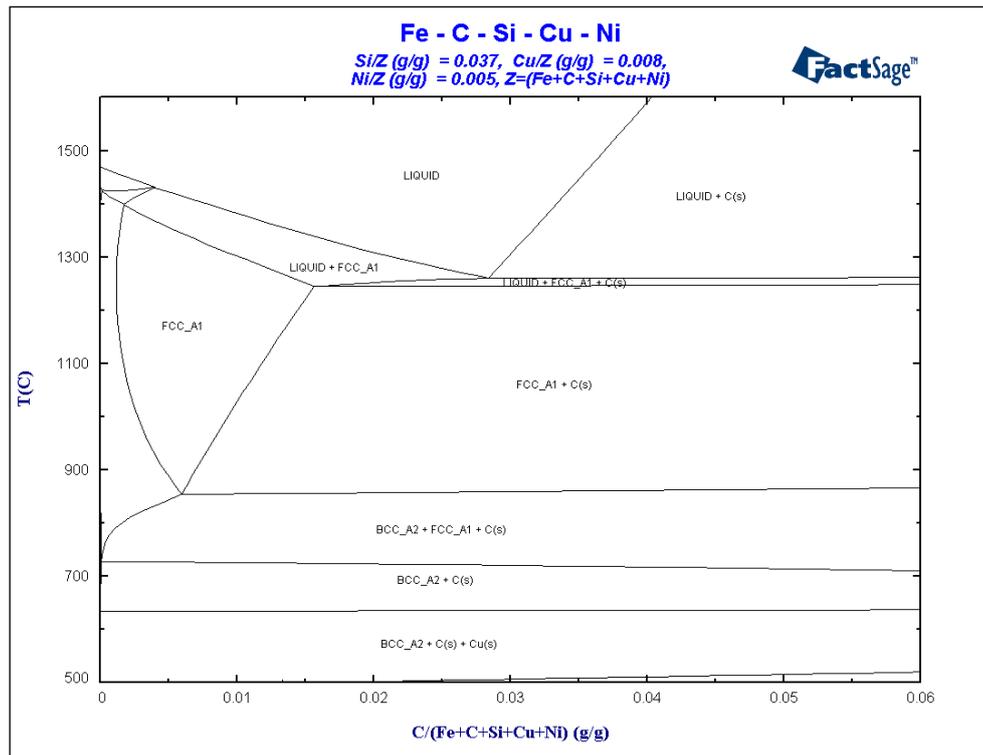


Abbildung 5.62: Zustandsschaubild Versuch 10.

Kupfer

Das Herabsenken des Kupfergehaltes auf 0,1 gew.% führt im Vergleich zu Versuch 15 kaum zu einer Veränderung in das Zustandsschaubild (**Abbildung 5.63**) hinsichtlich Gleichgewichtstemperaturen und -konzentrationen. Allerdings ist die Phasengrenze der Kupferausscheidung im abgebildeten Diagramm nicht mehr sichtbar, da diese unterhalb von 500 °C sinkt.

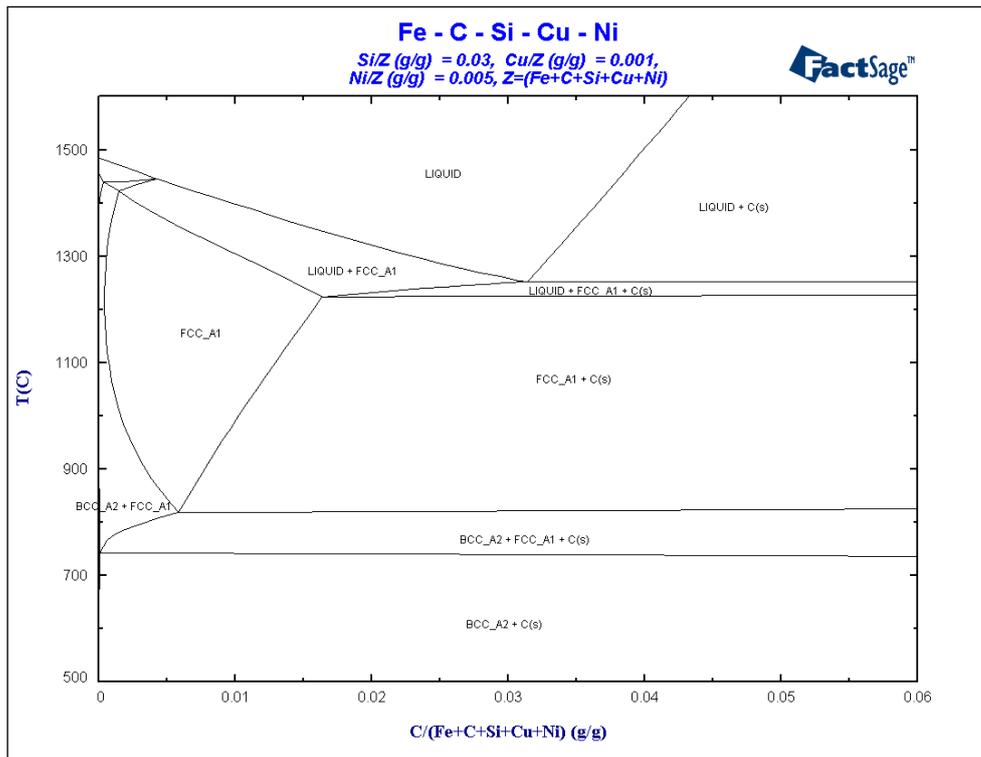


Abbildung 5.63: Zustandsschaubild Versuch 11.

Durch die Erhöhung der Kupfermenge von 0,8 auf 1,5 gew.% in Versuch 12 wird der eutektische Punkt sowie die Randlöslichkeit von Kohlenstoff in Austenit nur gering zu höheren Kohlenstoffgehalten verschoben (**Abbildung 5.64**). Ein großer Unterschied ist allerdings im Bereich der eutektoiden Umwandlung festzustellen. Das Zwei-Phasengebiet wird durch ein Vier-Phasengebiet (Ferrit, Austenit, Kohlenstoff und Kupfer) ersetzt, welches sich nur auf wenige Grad Kelvin erstreckt. Es kommt also bereits während der Umwandlung von Austenit in Ferrit zur Ausscheidung von Kupfer.

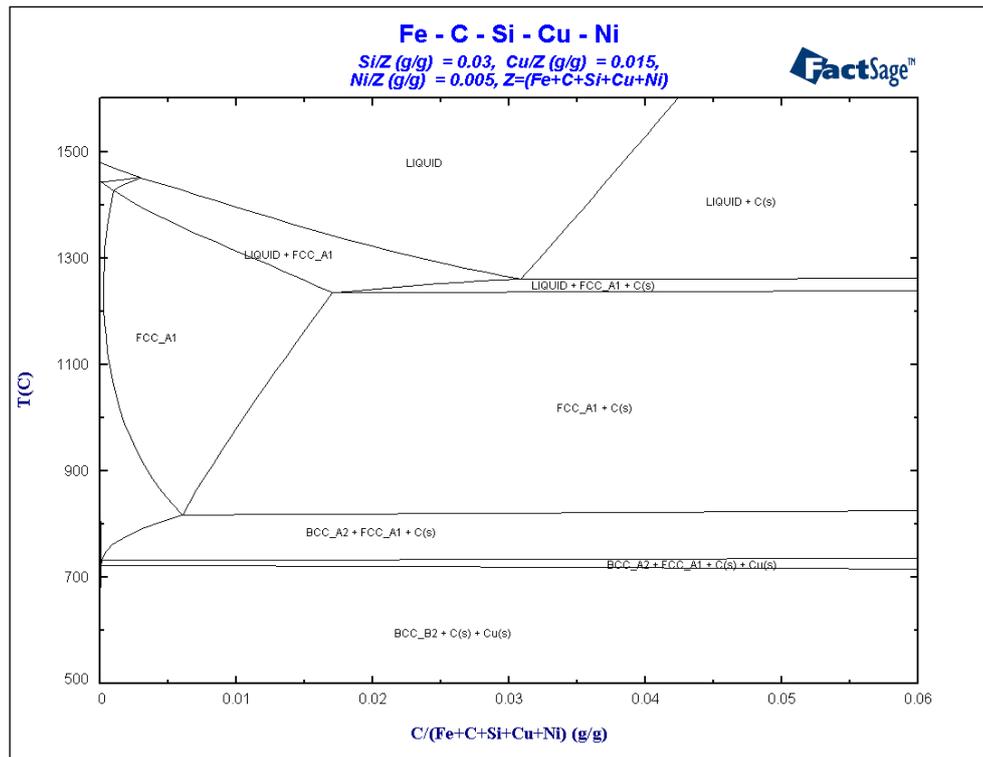


Abbildung 5.64: Zustandsschaubild Versuch 12.

Nickel

Eine Verringerung des Nickelgehaltes hat auf die Erstarrung kaum Einfluss (**Abbildung 5.65**). Erst bei der eutektoiden Umwandlung macht sich diese durch eine Erhöhung der Umwandlungstemperaturen bemerkbar. Das Drei-Phasengebiet (Austenit+Ferrit+Graphit) fällt deutlich schmaler (Temperaturintervall) aus.

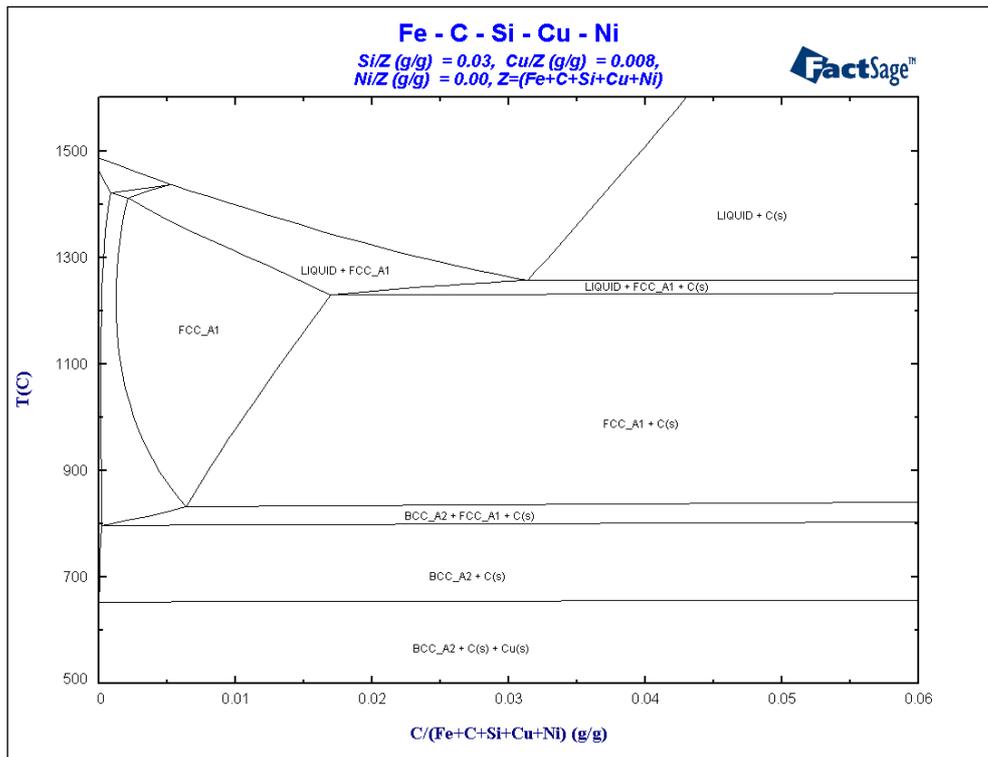


Abbildung 5.65: Zustandsschaubild Versuch 13.

Wird der Nickelgehalt angehoben, so wird das Zustandsbild im Bereich der Erstarrung kaum beeinflusst, bei der eutektoide Umwandlung ist jedoch ein klarer Effekt zu sehen. Die eutektoiden Reaktionen werden zu tieferen Temperaturen verschoben und das Temperaturintervall des Drei-Phasengebietes (Austenit+Ferrit+Graphit) wird deutlich aufgeweitet. Hinzu kommt, dass bereits vor vollständiger Umwandlung des Austenits in Ferrit Kupfer als Phase erscheint.

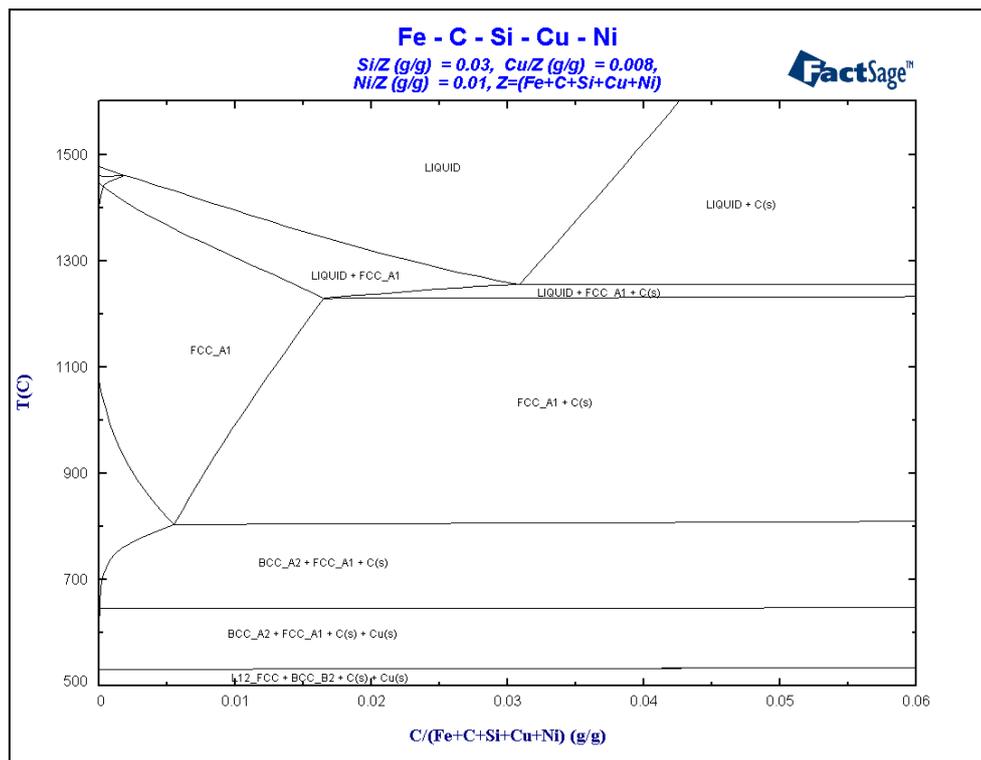


Abbildung 5.66: Zustandsschaubild Versuch 14.

Zusammenfassung

Die Ergebnisse der thermodynamischen Berechnungen deuten darauf hin, dass eine Ausscheidung des Kupfers erst nach der vollständigen Umwandlung von Austenit in Ferrit stattfindet. Dies führt zu der Annahme, dass der in der Literatur beschriebene Kupfersaum, welcher als Diffusionsbarriere für Kohlenstoff während der eutektoiden Umwandlung fungieren soll zum relevanten Zeitpunkt nicht vorhanden ist. In analytischen Untersuchungen sollte das Kupfer je nach Abkühlgeschwindigkeit daher im Ferrit fein dispergiert bzw. an den Korngrenzen des Ferrits zu finden sein. Die Korngrenzenausscheidung des Kupfers kann in den REM-EDX Analysen eines Versuches (Versuch 13) bestätigt werden. Die Elemente Silizium und Nickel überschreiten keine Löslichkeitsgrenze, so dass von diesen Elementen keine Ausscheidungsbildungen zu erwarten sind.

Des Weiteren ist anhand der thermodynamischen Berechnungen nachzuvollziehen, dass Silizium eine geringere Kohlenstofflöslichkeit im Austenit bewirkt und die Umwandlungstemperatur von Austenit in Ferrit zu höheren Temperaturen verschoben wird. Daher muss zur Bildung von Ferrit weniger Kohlenstoff aus dem Austenit zum Graphit diffundieren und die Diffusionsgeschwindigkeit nimmt auf Grund der höheren

Temperatur zu. Kupfer hingegen verursacht eine höhere Löslichkeit von Kohlenstoff in Austenit ohne die Umwandlungstemperatur zu verschieben. Folglich muss mehr Kohlenstoff vom Austenit zum Graphit diffundieren, damit sich der Austenit in Ferrit und nicht in Perlit umwandelt.

Zusammenfassend sind in der folgenden **Tabelle 5.8** die Verschiebungen der berechneten Gleichgewichtstemperaturen (bei eutektischer Zusammensetzung) und -konzentrationen aufgeführt. Darin enthalten ist die eutektische Temperatur [T_{Eut}] (am eutektischen Punkt), die Temperatur der Phasengrenze Liquidus+FCC_A1+C(s)/FCC_A1+C(s) [T_{Sol}], die Starttemperatur der eutektoiden Umwandlung [T_{tranS}] (Phasengrenze FCC_A1+C(s)/BCC_A2+FCC_A1+C(s)), die Temperatur [T_{tranE}] bei der der Austenit vollständig in Ferrit und Graphit umgewandelt ist (Phasengrenze BCC_A2+FCC_A1+C(s)/BCC_A2+C(s)), sowie die Temperatur [T_{Cu}] bei der sich Kupfer ausscheidet. Für die Löslichkeitsverschiebung werden die Konzentration des eutektischen Punktes [K_{Eut}], sowie die Randlöslichkeit [$K_{\gamma\text{C}}$] von Kohlenstoff in Austenit angegeben. Hervorgehoben sind die Temperaturen der Kupferbildung, wenn diese oberhalb der Endtemperatur der eutektoiden Umwandlung liegt (Versuche 12 und 14), d.h. bei hohem Kupfergehalt (1,5 gew.%) oder erhöhter Kupfergehalt (0,8 gew.%) mit Nickel (1,0 gew.%). In diesem Fall kommt es zur Bildung von in der Literatur beschriebener Kupferausscheidungen, welche die Kohlenstoffdiffusion behindern und somit die Bildung von Perlit fördern könnten.

Allerdings ist auch anzumerken, dass insbesondere die Gusseisen-Werkstoffe bei der Erstarrung und Umwandlung im Festen kinetische Effekte und Keimbildung eine signifikante Rolle spielen. Diese Effekte entfallen bei einer rein thermodynamischen Betrachtung. Insofern sind daher Abweichungen zwischen thermodynamischen Berechnungen und gemessenen Gefügedaten zu erwarten.

Tabelle 5.8: Zusammenstellung ausgewählter Gleichgewichtstemperaturen (bei eutektischer Zusammensetzung) und –konzentrationen.

Versuch	9	10	11	12	13	14	15	Literatur 2 gew.% Si (2) Abbildung 2.4
TEut [°C]	1247,8	1260,0	1250,5	1258,6	1254,5	1253,2	1254,6	~1150
TSol [°C]	1212,6	1243,7	1223,4	1234,2	1230,2	1228,8	1228,8	~1145
TtranS [°C]	789,9	857,6	819,7	819,7	834,6	804,8	819,7	~840
TtranE [°C]	726,2	719,5	738,4	718,1	799,4	531,2	727,6	~820
TCu [°C]	669,3	634,1	-	733,0	654,4	645,0	651,7	-
KEut [gew.% C]	3,4	2,8	3,1	3,1	3,1	3,1	3,1	~3,6
K γ C [gew.% C]	1,8	1,5	1,6	1,7	1,7	1,6	1,7	~1,7

5.4 Korrelation makroskopische / mikroskopische Eigenschaften

Ein weiterer Aspekt ist die Korrelation von makroskopischen und mikroskopischen Eigenschaften. Als makroskopische Eigenschaften gelten hierbei die Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung und Makrohärte, als mikroskopische Eigenschaften die Gefügemerkmale Rundheit, Sphärolitendichte, Ferritanteil, Mikrohärt Ferrit und Mikrohärt Perlit. Für die Korrelation wird eine einfache lineare Regression der Versuchsergebnisse durchgeführt.

Im Folgenden sind die korrelierenden Eigenschaften mit dazugehörigen Bestimmtheitsmaß (R^2) angegeben (**Tabelle 5.9**). Die Ergebnisse für die Zugfestigkeit und Dehnung zeigen mit einem Bestimmtheitsmaß von 0,7496 bzw. 0,7542 die höchsten Werte. Für die Streckgrenze ist mit einem Bestimmtheitsmaß von 0,2842 nur eine geringe Korrelation vorhanden. Auffällig ist allerdings, dass die makroskopischen Eigenschaften von dem Ferritanteil bzw. dessen Härte abhängig sind. Dies bestätigt den in der Literatur

gegebenen Zusammenhang, dass die Eigenschaften von Sphäroguss maßgeblich von der Zusammensetzung der Matrix bzw. des Perlitanteils (33) beeinflusst werden und gibt ein ähnliches Bild wie in **Abbildung 2.8**. Der Steigerung des Gehaltes an Ferrit in der Matrix kann aus der statistischen Betrachtung auf das Element Silizium zurückgeführt werden. Durch die Erweiterung der Regression um einen zweiten Faktor, erhält man die Ergebnisse in **Tabelle 5.10**. Daraus ist ersichtlich, dass die Härte des Ferrits eine wesentliche Rolle hinsichtlich der resultierenden makroskopischen Eigenschaften spielt. Die Steigerung in der Härte des Ferrits hat einen positiven Einfluss auf Zugfestigkeit, Streckgrenze und Härte, jedoch einen negativen auf die Dehnung, wobei letzterer nur sehr schwach ausgeprägt ist. Daraus lässt sich ableiten, dass mit steigenden makroskopischen Eigenschaften die Mischkristallverfestigung zunimmt. Die Mischkristallverfestigung des Ferrits ist unter Berücksichtigung der Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen in großen Maß auf den Einfluss von Silizium und Kupfer zurückzuführen. Die REM-EDX Analysen zeigen, dass sich Silizium im Ferrit anreichert, wodurch dieses selbst den Ferrit verfestigt. Kupfer hingegen wirkt indirekt, in dem es die Kohlenstoffkonzentration bzw. die Kohlenstofflöslichkeit in der Matrix erhöht, welcher zu einer Verfestigung des Ferrits beiträgt.

Tabelle 5.9: Ergebnisse der linearen Regression von makroskopischen und mikroskopischen Eigenschaften mit einem Faktor.

makroskopische Eigenschaft	Korrelierende mikroskopische Eigenschaft	Gleichung	R ²
Zugfestigkeit	Ferritanteil	$R_m = 882,22 - 4,08 \cdot \% Ferrit$	0,7496
Streckgrenze	Ferrithärte	$R_{p0,2} = 115,89 + 1,92 \cdot H_{V, Ferrit}$	0,2842
Dehnung	Ferritanteil	$A = 4,49 + 0,16 \cdot \% Ferrit$	0,7542
Makrohärte	Ferritanteil	$H_V = 292,17 - 1,06 \cdot \% Ferrit$	0,5449

Tabelle 5.10: Ergebnisse der linearen Regression von makroskopischen und mikroskopischen Eigenschaften mit zwei Faktoren.

makroskopische Eigenschaft	Korrelierende mikroskopische Eigenschaft	Gleichung	R ²
Zugfestigkeit	Ferritanteil; Ferrithärte	$Rm = 604,32 - 4,12 \cdot \% Ferrit + 1,40 \cdot H_{V,Ferrit}$	0,8309
Streckgrenze	Ferrithärte; Ferritanteil	$R_{p0,2} = 157,75 + 1,96 \cdot H_{V,Ferrit} - 1,58 \cdot \% Ferrit$	0,4993
Dehnung	Ferritanteil; Ferrithärte	$A = 13,85 + 0,17 \cdot \% Ferrit - 0,05 \cdot H_{V,Ferrit}$	0,8058
Makrohärte	Ferritanteil; Ferrithärte	$H_V = 179,08 - 1,08 \cdot \% Ferrit + 0,57 \cdot H_{V,Ferrit}$	0,6948

5.5 Überprüfung der mathematischen Gleichungen

Die im Kapitel 5.2 ermittelten Zusammenhänge zwischen chemischer Zusammensetzung und mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs werden anhand von weiteren Versuchen validiert. Die in den Versuchen ermittelte chemische Zusammensetzung, die gemessenen mechanischen Eigenschaften, sowie die nach den Gleichungen berechneten Werte sind in der folgenden Tabelle angegeben (**Tabelle 5.11**). Insgesamt wurden elf Versuche durchgeführt, aus denen in Summe 33 Werte ermittelt wurden. Innerhalb der Standardabweichung liegen 48 % der Werte (16 Werte), insgesamt 78 % der Werte innerhalb der 2-fachen Standardabweichung, 94 % der Werte innerhalb der 3-fachen Standardabweichung und 6 % der Werte liegen außerhalb der 3-fachen Standardabweichung. Dies zeigt die gute Vorhersagbarkeit der Eigenschaften, sowie die Übertragbarkeit und Gültigkeit der Ergebnisse aus der statistischen Auswertung innerhalb der im Versuchsplan gegebenen Grenzen für die Gehalte an Silizium, Kupfer und Nickel.

Die größten Abweichungen ergeben sich bei Versuch E in der Zugfestigkeit und bei Versuch F in der Streckgrenze. Hier liegt der Werte außerhalb der 3-fachen Standardabweichung.

Tabelle 5.11: Gegenüberstellung von gemessenen Werten aus den Validierungsversuchen und der aus der chemischen Zusammensetzung berechneten Werten.

	Silizium [gew.%]	Kupfer [gew.%]	Nickel [gew.%]	Rm [MPa]	Rp _{0,2} [MPa]	A [%]	
A	gemessen	2,44	0,67	0,03	735,4	479,6	6,8
	berechnet				788,4	435,5	7,4
B	gemessen	3,66	0,85	0,08	797,88	536,25	9,56
	berechnet				769,1	517,7	9,6
C	gemessen	2,93	0,16	0,08	466,88	322,25	20,25
	berechnet				493,4	320,0	19,8
D	gemessen	3,15	1,51	0,06	838,13	540,63	5,44
	berechnet				820,0	521,3	7,7
E	gemessen	2,62	0,71	0,01	860	526	6,4
	berechnet				786,6	448,3	7,7
F	gemessen	2,36	0,27	0,96	750,5	490,6	9,5
	berechnet				663,0	397,8	12,0
G	gemessen	2,55	0,82	0,52	800,3	551,3	7,4
	berechnet				835,6	508,7	5,7
H	gemessen	2,6	0,6	0,95	734,3	540,5	8,5
	berechnet				786,1	501,6	7,6
I	gemessen	2,73	1,26	0,95	825,3	604,5	5,5
	berechnet				876,5	597,2	4,9
J	gemessen	3,45	0,8	0,5	784,5	611,8	6,5
	berechnet				779,3	538,9	9,0
K	gemessen	3,47	1,28	1	801,5	646,5	4,6
	berechnet				876,2	631,4	5,3

	Abweichung < 1xσ
	1xσ < Abweichung < 2xσ
	2xσ < Abweichung < 3xσ
	Abweichung > 3xσ

6 Fazit und Ausblick

Die Untersuchungen haben gezeigt, dass die Gefügeeigenschaften und die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit durch die Variation der Gehalte der Legierungselemente Silizium, Kupfer und Nickel beeinflusst werden können. Kupfer ist hierbei das Element mit dem größten Einfluss.

Durch die statistische Auswertung der Versuchsergebnisse konnten mathematische Gleichungen erstellt werden, welche über die chemische Analyse die Zugfestigkeit, Streckgrenze, Dehnung und Härte, sowie den Ferritanteil und die Härte von Ferrit und Perlit des Werkstoffes berechnen. Die Regressionen zeigen, dass die Eigenschaften des Werkstoffes, wie in der Literatur beschrieben, durch die Zugabe der Legierungselemente verändert werden können. Darüber hinaus ist durch die Abstimmung der Legierungselemente eine verstärkende oder abschwächende Wirkung zu beobachten.

Bei der Überprüfung der Gleichungen anhand weiterer Versuche konnte gezeigt werden, dass die mechanischen Eigenschaften durch die drei gewählten Elemente berechnet werden können. Gleiches gilt für die Matrixstruktur Ferrit/Perlit.

Diese Erkenntnis bietet die Möglichkeit Legierungen für den speziellen Anwendungsfall weiter zu optimieren und zusätzliches Potential aus dem Werkstoff herauszuholen. Des Weiteren wurden Grenzen für die Elemente Kupfer und Nickel erarbeitet, bei denen durch weitere Zugabe des Elementes keine Veränderung oder eine negative Veränderung hinsichtlich der Gefüge- und mechanischen Eigenschaften eintritt. Dadurch kann kostenintensives Legierungsmaterial eingespart werden.

Es konnte gezeigt werden, dass die Gefügeeigenschaften Ferritanteil und die Härte des Ferrits den Haupteinfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes haben. Der Ferritanteil im Gefüge wird maßgeblich durch die Elemente Silizium und Kupfer beeinflusst, während Nickel eine untergeordnete Rolle spielt.

Anhand der REM-EDX Untersuchungen und der thermodynamischen Berechnungen konnte festgestellt werden, dass die Härte des Ferrits durch alle drei verwendeten Legierungselemente beeinflusst wird. Die Mechanismen für die Wirkung der Elemente sind jedoch unterschiedlich. Silizium hat einen direkten Einfluss, indem dieses eine Mischkristallverfestigung im Ferrit verursacht. Kupfer und Nickel rufen die

Mischkristallverfestigung indirekt durch Einlagerung von Kohlenstoffatomen im Ferrit hervor.

Unerwünschte Phasen, wie beispielsweise Kupferausscheidungen, konnten bei den verwendeten Gehalten nicht gefunden werden. Daher ist ein Legieren von Gusseisen mit den verwendeten Gehalten unbedenklich.

In weiterführenden Experimenten könnte der verwendete Versuchsplan für andere Probengeometrien/-größen verwendet werden, um den Einfluss der Wanddicke bzw. Abkühlgeschwindigkeit zu untersuchen. Ebenfalls wäre eine Versuchsreihe mit höheren Siliziumgehalten sinnvoll, um das Werkstoffspektrum der hoch siliziumhaltigen GJS-Werkstoffe zu betrachten.

Ein ebenfalls interessantes Gebiet könnten höhere Gehalte an Nickel darstellen. Nickel beeinflusst die Eigenschaften des Werkstoffs überwiegend positiv und hat nur eine gering störende Wirkung.

Für die Untersuchung der kinetischen Effekte bzw. der Keimbildung können gewonnene Erkenntnisse in Phasensimulationen Berücksichtigung finden, um eine präzisere Vorhersage bezüglich des Gefüges zu erreichen.

7 Lebenslauf

EIKE WÜLLER

GEBOREN: 05.11.1982 in Mönchengladbach

AUSBILDUNG:

1993 – 2003 Bischöfliche Marienschule Mönchengladbach, Allg. Hochschulreife

2004 - 2008 Studium Metallurgie und Werkstofftechnik - Fachrichtung Gießereitechnik an der RWTH-Aachen; Abschluß: Diplom

BERUFLICHE TÄTIGKEITEN

2008 – 2011 Wissenschaftlicher Mitarbeiter, Gießerei-Institut der RWTH-Aachen

Seit 2011 Angestellter bei der SIEMENS AG im Bereich:
PD MD AP EMEA VOE QM SDM

8 Kurzfassung / Abstract

Gusseisen mit Kugelgraphit ist einer der meist produzierten Werkstoffe, welcher ein großes Eigenschaftsspektrum besitzt. Während die Eigenschaftsänderungen durch die Variation des Gehaltes eines Elementes in der chemischen Zusammensetzung weitestgehend bekannt sind, so ist die Wechselwirkung mehrerer Elemente nur wenig bekannt. In der vorliegenden Arbeit wird der Einfluss der Legierungselemente Silizium, Kupfer und Nickel auf die Gefügeeigenschaften und die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit untersucht. Die Untersuchung der Eigenschaftsänderungen hinsichtlich dieser Merkmale dient dazu, dass nicht nur der Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die einzelne Eigenschaften untersucht wird, sondern auch der Zusammenhang zwischen den Eigenschaften auf unterschiedlichen Größenskalen. Bei den mechanischen Eigenschaften werden die Größen Zugfestigkeit, Streckgrenze, Dehnung und Härte betrachtet. Das Gefüge wird hinsichtlich der Graphitbildung, die Flächenverteilung von Ferrit und Perlit in der Matrix, sowie die chemische Zusammensetzung bzw. Seigerungen und Mikrohärtigkeit der Matrixkomponenten analysiert. Darüber hinaus werden thermodynamische Berechnungen durchgeführt, um die Vorgänge bzw. Ursachen für die Eigenschaftsänderung näher zu betrachten.

Für ein möglichst genaues Ergebnis mit einem großem Anwendungsfeld und einer hohen statistischen Sicherheit bei möglichst geringem Versuchsumfang, wird die Versuchsplanung mithilfe eines DoE-Versuchsplan gestaltet. Bei dem verwendeten Versuchsplan handelt es sich um einen zentral zusammengesetzten Versuchsplan. Dieser wird gewählt, da durch dessen Verwendung lineare Einzel- und Wechselwirkungen der Komponenten sowie quadratische Effekte der Einzelkomponenten dargestellt werden können.

Durch Varianzanalysen werden die Ergebnisse ausgewertet, um die Parameter mit statistisch signifikanten Einfluss zu identifizieren, um anschließend eine Korrelation zwischen der chemischen Zusammensetzung und den Gefügeeigenschaften bzw. mechanischen Eigenschaften durchzuführen. Die daraus resultierenden Ergebnisse werden wiederholt anhand des Bestimmtheitsmaßes der Regressionsgleichung überprüft.

Als Ergebnis konnten Gleichungen für die Eigenschaften Zugfestigkeit, Dehnung, Streckgrenze, Härte, Ferritanteil, sowie die Mikrohärtigkeit von Ferrit und Perlit ermittelt werden. Keine statistisch relevanten Gleichungen konnten für die Größen Rundheit des

Graphits und Sphärolitendichte gefunden werden. Bei der Korrelation der makroskopischen mit den mikroskopischen Eigenschaften konnte festgestellt werden, dass die makroskopischen Eigenschaften im Wesentlichen von dem Ferritanteil in der Matrix und dessen Härte abhängen.

Die thermodynamischen Berechnungen und die quantitative Elementenanalyse zeigen, dass mit steigendem Siliziumgehalt die Kohlenstoffkonzentration in der Matrix abnimmt, durch steigenden Kupfer- und Nickelgehalt zunimmt. Es kommt zum Einen zur Verfestigung des Ferrits durch Silizium bzw. Kohlenstoff und zum Anderen zur Verfestigung der Matrix durch Perlitbildung auf Grund hoher Kohlenstoffgehalte in der Matrix.

The versatile material known as ductile iron is one of the most produced materials today. The effect of each individual element in the wide range of ductile iron properties is well documented but the combined effect of some of these elements is yet not fully understood. This work is aimed to investigate the individual and combined effect of silicon, copper and nickel in the tensile strength, yield strength, elongation and macro-hardness of ductile iron. This work also shows the results of the investigations done at a microstructural level, namely the influence of these chemical elements in the graphite morphology and the area distribution, hardness and chemical segregation of the pearlite and ferrite present in the matrix. Furthermore, this work is also aimed to find the fundamental reasons for the changes in the ductile iron properties associated with the combined influence of these three elements based on the results of thermodynamic calculations.

The experiments were defined based on a design of experiments tool so to decrease the number of experiments while assuring statistical precision of the results. The statistical evaluations performed were based on linear and exponential regressions of single and multiple variables, accounting for the weight of each individual variable in the case of the multiple regressions.

These statistic evaluations make it possible to find correlations between the chemical elements, in individual form or combined, and the mechanical properties and microstructure of ductile iron.

The results of these evaluations made it possible to establish equations describing the correlation between silicon, copper, nickel and tensile strength, yield strength, elongation, hardness, amount of ferrite and hardness of ferrite and pearlite. No significant correlations were found for both nodularity and nodular density. Regarding the correlation between macro and micro properties the analysis showed that the macroscopic properties are mostly dependent on the amount and hardness of ferrite.

The thermodynamic calculations and the quantitative element analysis show that increasingly higher silicon contents lead to lower carbon concentration in the matrix whereas the increase in both copper and nickel lead to higher carbon concentrations. Silicon and carbon harden the ferrite and carbon hardens the matrix due to its pearlite promoting effect.

9 Literaturverzeichnis

1. **Bleck, Wolfgang.** *Werkstoffkunde Stahl - für Studium und Praxis.* Aachen : Verlag Mainz, 2004. ISBN 3-89653-820-9.
2. **Davis, J.R.** *Cast Irons.* s.l. : ASM International, 1999. ISBN 0-87170-564-8.
3. **Walton, Charles F.** *Iron Castings Handbook.* s.l. : IRON CASTINGS SOCIETY, INC., 1981.
4. **Horstmann, Dietrich.** *Das Zustandsschaubild Eisen Kohlenstoff.* Düsseldorf : Verlag Stahleisen mbH, 2004. ISBN 3-514-00337-8.
5. **Hasse, S.** *Duktiles Gusseisen - Handbuch für Gußerzeuger und Gußverwender.* Berlin : Schiele und Schön, 1996. ISBN 3-7949-0604-7.
6. **Shea, M. M.** Influence of Cooling Rate and Manganese and Copper Content n Hardness of As-Cast Ductile Iron. *AFS Transactions.* 1970, Bd. 78.
7. **Neuman, Franz.** *Gusseisen. 2.* Renningen-Malmsheim : expert-Verlag, 1999.
8. **Macnaughtan, M. P.** The inoculation of grey cast iron. *The Foundryman.* 2001, Bd. 94, 143.
9. **Fras, E. und Lopez, H. F.** The chilling equivalent of cast irons. *AFS-Transactions.* 1991, Bd. 99.
10. **Henke, F.** Impfmittelbehandlung von Gußeisenschmelzen. *Gießerei-Praxis.* 1980, Bd. 56, 5-6.
11. **Kanno, T., et al., et al.** Effect of Alloying Elements on the Eutectic Temperatures in Cast Irons. *AFS Transactions.* 203, 2005, Bd. 05.
12. VDG-Merkblatt S210 Impfen von Gußeisenschmelzen. 1989.
13. **ELKEM.** Datenblätter zu Impfmitteln.
14. **FOSECO.** Datenblätter zu Impfmitteln.
15. **SKW.** Datenblätter zu Impfmitteln.
16. **Steller, Ingo.** Impfen von Gusseisen. *GIESSEREI-ERFAHRUNGSUSTAUSCH.* 2005, 12.

17. **DIN EN ISO, 945-1.** Mikrostruktur von Gusseisen - Teil 1: Graphitklassifizierung durch visuelle Auswertung. 2010.
18. **Lampic, M.** Gusseisen mit Kugelgraphit - Metallurgie. *Kontruieren und Gießen.* 2007, Bd. 32, 2.
19. **Berns, Hans und Theisen, Werner.** *Eisenwerkstoffe.* Berlin Heidelberg : Springer-Verlag, 2008. 978-3-540-79955-9.
20. **Wlodawer, Robert.** *Gelenkte Erstarrung von Gusseisen.* Düsseldorf : Gießerei-Verlag G.m.b.H., 1977. ISBN 3-87260-031-1.
21. **Wolters, D.** Die Herstellung von Gußeisen mit Kugelgraphit - Erschmelzen und Behandeln. *Gießerei-Erfahrungsaustausch.* 1993, 3.
22. **Karsay, S. I.** *Gusseisen mit Kugelgraphit.* s.l. : QIT-FER ET TITANE INC., 1993.
23. **Best, K. J.** Sauerstoff und Schwefel - metallurgische Partner in Gußeisenschmelzen. *GIESSEREI-RUNDSCHAU.* 2003, Bd. 50, 9/10.
24. **Bargel, H.-J. und Schulze, G.** *Werkstoffkunde.* Berlin Heidelberg : Springer-Verlag, 2008. ISBN 978-3-642-17716-3.
25. **DIN EN, 1563.** Gießereiwesen - Gusseisen mit Kugelgraphit. 2012.
26. **Menk, W.** Vielversprechende Perspektiven für Fahrwerksteile. Gusseisen - noch immer eine Alternative im Automobil. *Giesserei.* 2005, Bd. 92, 5.
27. **Menk, W., et al., et al.** *Sphärogusslegierung und Verfahren zur Herstellung von Gussteilen aus der Sphärogusslegierung.* 10 2004 056 331.4 DE, 22. 11 2004.
28. **Menk, W, Kniewallner, L und Prukner, S.** Neu Perspektive im Fahrzeugbau - Gegossene Kurbelwellen - als Alternative zu geschmiedeten. *MTZ.* 2007, Bd. 68, 05.
29. **Kleiner, S und Track, K.** SiMo1000 – Ein aluminiumlegiertes Gusseisen für Hochtemperaturanwendungen. *Giesserei.* 2010, Bd. 97, 10.
30. **dos Santos, Daniel.** *Development of an alloyed high yield ductile iron -HYDI-, Dissertation.* Aachen : Shaker Verlag, 2010. ISBN 978-3-8322-9303-1.
31. **Huppertz, A., et al., et al.** *Hochfeste, duktile Gusseisenlegierung mit Kugelgraphit sowie Verfahren zu deren Herstellung.* 10 2008 050 152.2 Bundesrepublik Deutschland, 1. Oktober 2008. Offenlegungsschrift.

32. **Herfurth, Klaus, et al., et al.** GOPAC C 500 F - Gusswerkstoff für den Maschinenbau mit höherer Festigkeit und Bruchdehnung bei sehr homogener Härteverteilung. *Giesserei*. 2011, Bd. 98, 06.
33. **Hasse, S.** Niedriglegiertes Gusseisen mit Kugelgraphit. *Giesserei-Praxis*. 2005, 8.
34. **Hasse, S. und Röhrig, K.** Hochfeste Gußeisen mit Kugelgraphit - moderne Werkstoffkonzepte mit maximalen Eigenschaftskombinationen . *Giesserei-Praxis*. 1999, 4.
35. **Hasse, S.** Einbringen von Legierungselementen in Gußeisen. *Giesserei-Praxis*. 2004, 8.
36. **Schrumpf, Martin.** Einfluss verschiedener Impfmittel auf die Zähigkeit von unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit. *Konstruieren und Giessen*. 2007, Bd. 32, 4.
37. **Deike, R.** Einfluß von Spurenelementen auf die eutektische Erstarrung und die eutektoide Umwandlung von Gußeisen. *Giesserei* . 1999, Bd. 86, 6.
38. **Dugic, I., Diószegi, A. und Svensson, I. L.** Mechanism of the silicon influence on chilling tendency index and chill of ductile iron in thin wall castings. *International Foundry Research*. 2010, 1.
39. **Herfurth, K.** Gusseisen - kleine Werkstoffkunde eines viel genutzten Eisenwerkstoffs. *Konstruieren und Giessen*. 2007, 1.
40. **Röhrig, K und Wolters, D.** *Legiertes Gusseisen: Band 1*. Düsseldorf : Gießerei-Verlag GmbH, 1970.
41. **Röhrig, K.** Kupfer in Gußeisen mit Kugelgraphit. *Gießerei*. 1964, Bd. 51, 2.
42. **Thury, W., Hummer, R. und Nechtelberger, E.** Der Einfluß kleiner Zusätze an Titan und Kupfer auf magnesiumfreiers Gußeisen mit Kugelgraphit. *Giesserei-Rundschau*. 1969, Bd. 16, 12.
43. **Lownie und Stone.** *AFS-Transactions*. 1963.
44. **Pigott.** Influence and Commercial Applications of Constituent Elements. *Iron and Steel*. 1947.
45. *Der Ferritisierungsvorgang des Gußeisens und die Prüfung seines Verlangsamens durch Zinn und Kupfer.* **Sy, Vidts, Eeghem.** Florenz : s.n., 1954.

46. **Verelst, J und De Sy, A.** Der Einfluß einiger Elemente auf die Kugelgraphitbildung in Gußeisen. *Giesserei*. 1956, Bd. 43, 12.
47. **Neumeier, L. A. und Betts, B. A.** Ductile Iron Containing Tin, Copper and Other Contaminants. *AFS Transactions*. 1976, Bd. 84.
48. *Kupfer in Gusseisen*. Düsseldorf : DeutschesKupfer-Institut E. V., 1962.
49. **Morrogh, H.** The Harmful Influence of Some Residual Elements in Magnesium Treated Nodular Cast Irons and their. *BCIRA Journal of Research and Development*. 1952, Bd. 4.
50. **Datta, N. K. und Engel, N. N.** Electron Microprobe Study of the Distribution of Si, Cu, Ni, Mn, Mo and Cr in Ductile Iron. *AFS-Transactions*. 76, Bd. 83.
51. *Sorelmetal Gusseisen mit Kugelgraphit*. Montreal (Québec), Kanada : Rio Tinto Iron & Titanium Inc., 2004.
52. **Baruch, T. R., Stone, A. J. und Lownie, H. W. Jr.** Influence of Copper on Properties of Ductile Iron. *AFS Transactions*. 1963, Bd. 71.
53. **Lacaze, Jaques, et al., et al.** The Role Of Manganese and Copper in the Eutectoid Transformation of Spheroidal Graphit Cast Iron. *Metallurgical an Materials Transactions A*. 1997, Bd. 28A.
54. **Pan, E. N., Lou, M. S. und Loper, C. R. Jr.** Effects of Copper, Tin, and Manganese on the Eutectoid Transformation of Graphitic Cast Irons. *AFS Transactions*. 1979, Bd. 87.
55. **Hasse, Stephan, Pacyna, Heiko und Döpp, Reinhard.** Beitrag zur Steigerung der mechanischen Eigenschaften von perlitischem Gußeisen mit Kugelgraphit Im Gußzustand Teil 2. *Giessereiforschung*. 1995, Bd. 47, 3.
56. **Voigt, R. C. und Loper, C. R. Jr.** Bildung der Grundmasse von Gußeisen mit Kugelgraphit. *Gießerei-Praxis*. 1990, Bd. 22.
57. **Yu, S.K., Loper, C.R. jun. und Cornell, H.H.** The effect of molybdenum, copper and nickel on the microstructure, hardness and hardenability of ductile cast irons. *AFS Transactions*. 1986, Bd. 94.
58. **Röhrig, K., Gerlach, H.-G. und Nickel, O.** *Legiertes Gusseisen: Band 2*. Düsseldorf : Giesserei-Verlag GmbH, 1974. ISBN 3-87260-019-2.

-
59. **Cox, G. und Röhrig, K.** Nickel in Gußeisen und Stahlguß. *konstruieren + gießen*. 1991, Bd. 16, 4.
60. **Velichko, A und Mücklich, F.** Bildanalytische Formanalyse und Klassifizierung der irregulären Graphitmorphologie in Gusseisen. *Praktische Metallographie*. 2006, Bd. 43.
61. **Hasse, S.** *Gefüge der Gusseisenlegierungen*. Berlin : Schiele & Schön GmbH, 2008. ISBN 978-3-7949-0753-3.
62. **Eggert, Frank.** *Standardfreie Elektronenstrahl-Mikroanalyse (mit dem EDX im Rasterelektronenmikroskop)*. s.l. : Books on Demand GmbH, 2005. 9783833425998.
63. DIN EN 10002-1 Zugversuch. 2001.
64. **Gottstein, G.** *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. Berlin Heidelberg : Springer-Verlag, 2001. ISBN 3-540-41961-6.
65. DIN 50125 Prüfung metallischer Werkstoffe. 2009.
66. **Heine, B.** *Werkstoffprüfung*. München Wien : Carl Hanser Verlag, 2003. ISBN 3-446-22284-7.
67. DIN EN ISO 6507-1 Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers. 2006.
68. **Thermocalc.** [Online] <http://www.thermocalc.com/>.
69. **Schneider, André.** Für neue Herausforderungen im Bereich Werkstoffentwicklung gut aufgestellt. *Salzgitter-Mannesmann Aktuell*. 2006, 2.
70. **Wiener, J. und al., et.** Metallurgische Herausforderungen neuer Legierungskonzepte am Beispiel von Induced Plasticity (IP)-Stählen. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatsheft*. 2009, Bd. 154, 1.
71. **Stefanescu, D. M.** *Science & Engineering of Casting Solidification*. s.l. : Springer, 2002. 978-0306467509.
72. **Celentano, D. J.** Computational simulation of microstructure evolution during solidification of ductile cast iron. *International Journal of Cast Metals Research*. 2008, Bd. 21, 6.
73. **Sommerfeld, A.** Graphitkeimbildung in GJL-Schmelzen. *Giesserei*. 2008, Bd. 95, 8.
74. **Lacaze, J.** Solidification of spheroidal graphite cast irons: III. Mecrosegregation related effects. *Acta Materialia*. 1999, Bd. 47.

