



Montanuniversität Leoben

Department Metallurgie
Lehrstuhl für Gießereikunde



DISSERTATION

Thema:

Spannungs/Dehnungs-Verhalten und Schwingfestigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit

Ersteller:

Dipl.-Ing. Thomas Willidal

Betreuer:

Univ. Prof. Dr.-Ing. Peter Schumacher

Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Wilfried Eichlseder

Leoben, am 05. Jänner 2007

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt,
dass die vorliegende Arbeit von mir
selbständig und nur unter Verwendung
der angegebenen Literaturstellen
und technischen Hilfsmittel durchgeführt wurde.

Dipl.-Ing. Thomas Willidal

Leoben, im Jänner 2007

Mein Dank geht an den Verein für praktische Gießereiforschung am Österreichischen Gießereinstitut Leoben, wo mir die Durchführung dieser Arbeit ermöglicht wurde.

Für die vielfältige Unterstützung, fachliche Betreuung und die richtungsweisenden Anregungen bei der Durchführung der Arbeit danke ich ganz besonders Herrn Dipl. Ing. Werner Bauer.

Dem Vorstand des Instituts für Gießereikunde, Herrn Univ. Prof. Dr.-Ing. Peter Schumacher, möchte ich für die gewährte Unterstützung und Förderung dieser Arbeit meinen herzlichsten Dank aussprechen.

Des Weiteren möchte ich mich für die Unterstützung bei den Mitarbeitern des ÖGI bedanken. Mein besonderer Dank gilt Herrn Gerald Ruess, Frau Carmen Promer sowie Herrn Siegfried Schider für die zahlreichen metallografischen Proben. In gleicher Weise möchte ich mich bei Frau Ing. Renate Sitzenfrey und Herrn Gerhard Umbauer für die Anfertigung der zahlreichen chemischen Analysen bedanken. Mein Dank gilt weiters der gesamten Mannschaft des mechanischen Labors unter der Leitung von Herrn Ing. Heinz Holzer und dem gesamten Team der Gießerei.

In gleicher Weise danke ich Herrn Univ. Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Wilfried Eichseder, Vorstand des Lehrstuhles für Allgemeinen Maschinenbau, für die Übernahme des Koreferates. Ganz besonders möchte ich mich auch bei Herrn Dipl.-Ing. Hubert Kerber und Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Gerald Klösch für ihre fachlichen Anregungen bedanken.

Zum Abschluss danke ich meiner gesamten Familie für ihre geduldige Unterstützung!

Kurzfassung

Traditionell wird Grauguss nur durch seine Zugfestigkeit charakterisiert. Maßnahmen zur Steigerung der Dauerfestigkeit zielten daher immer nur auf die Steigerung der Zugfestigkeit ab. In der vorliegenden Arbeit wird dagegen das Spannungs-Dehnungsverhalten bzw. der Existenzbereich der Dauerfestigkeit auf der Spannungs-Dehnungskurve mit Feinzugversuchen untersucht. Die Relevanz der einzelnen Gefügeparameter (eutektische Kornzahl, Ferritanteil in der Matrix, Länge der Graphitlamellen, Teilchendichte) auf die Spannungs/Dehnungskurve und des Weiteren auf die Zug/Druck-Wechselfestigkeit wurde im Zuge dieser Arbeit erforscht. Die Prämisse dieser Vorgangsweise ist, dass sich verschiedene Einflussgrößen auf die Zug- bzw. Dauerfestigkeit zwar gleichsinnig, aber unterschiedlich stark auswirken können, was nur durch Feinzugversuche erkennbar wird. Es wurde ein umfangreicher Datenpark für Gusseisen mit Lamellengraphit hinsichtlich Gefügeparameter, Zugfestigkeit, Härte, Tangenten- und Sekantenmodul, chemischer Zusammensetzung und Zug/Druck-Wechselfestigkeit aufgebaut. Weiters ist ein verbessertes Verfahren, gegenüber der herkömmlichen näherungsweise Berechnung aus der Zugfestigkeit, zur Abschätzung der Zug/Druck-Wechselfestigkeit aus den im Feinzugversuch ermittelten Dehngrenzen und der Zugfestigkeit entwickelt worden.

Summary

Grey cast iron is traditionally characterised by its tensile strength. Procedures to increase the fatigue limit were therefore assumed at increasing the tensile strength. In contrast in the present work the stress/strain behaviour and the area of the fatigue limit on the stress/strain curve was investigated by high resolution stress/strain measurements. Furthermore the influence of microstructure (eutectic cells size, amount of ferrit, length of lamellae, frequency of particles) on the stress/strain curve and on the fatigue limit ($r=-1$) was investigated. The assumption of this procedure is that different parameters on the tensile strength and fatigue limit affect each other similarly but in different strength. This was shown in high resolution tensile strength measurements using strain gauges. Thereby comprehensive database for grey cast iron including tensile strength, hardness, tangent and secant modulus, microstructure parameters, chemical composition and fatigue limits was established. Moreover an improved method for a better estimation of the fatigue limit from tensile test measurements obtained by strain gauges was developed.

INHALTVERZEICHNIS

	<u>Seite</u>
1 Einleitung	1
2 Gusseisen mit Lamellengraphit	5
2.1 Das Eisen-Kohlenstoff Diagramm	6
2.2 Erstarrungsablauf bzw. Erstarrungsverhalten von Gusseisen mit Lamellengraphit	9
2.3 Die Graphitbeurteilung bei Gusseisen mit Lamellengraphit nach EN ISO 945	20
2.3.1 Die Graphitgröße nach DIN EN ISO 945	21
2.3.2 Die Graphitanordnung von Grauguss nach DIN EN ISO 945	22
2.4 Die Normung der Gusseisen mit Lamellengraphit	26
2.5 Die Wirkung der Legierungselemente auf die Guss- bzw. die Gussteileigenschaften bei Gusseisen mit Lamellengraphit	28
2.6 Die Ferritisierung bzw. Perlitisierung des Gusseisens mit Lamellengraphit	35
2.7 Der Elastizitätsmodul von Gusseisen mit Lamellengraphit	37
2.8 Betriebsnomogramm für Grauguss	44
2.9 Gusseisen mit erhöhter Zähigkeit	52
2.10 Der Einfluss von Cer und Lanthan auf das Gusseisen mit Lamellengraphit	54
2.11 Die Wirkung von Schwefel auf die Graphitmorphologie und die Zugfestigkeit bei Gusseisen mit Lamellengraphit	55
2.12 Aktuelle Weiterentwicklungen auf dem Gebiet des Gusseisens mit Lamellengraphit	56
3 Dynamische Beanspruchung	59
3.1 Statistische Belegung des Dauerfestigkeitswertes	63
3.2 Mechanische Eigenschaften bei zyklischer Beanspruchung von Gusseisen mit Lamellengraphit	69
3.3 Abschätzung der Dauerfestigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit aus dem Feinzugversuch	77
4 Experimentelle Methoden	79
4.1 Probenherstellung und Charakterisierung	79
4.2 Gefüge	94
4.2.1 Graphitmenge	95
4.2.2 Bestimmung der Lamellenlänge	98
4.2.3 Bestimmung der Teilchendichte	99
4.2.4 Bestimmung der eutektischen Zellenzahl	99
4.2.5 Bestimmung des Zementitlamellenabstandes des Perlits	100

4.2.6 Matrixgefügebeurteilungen durch Kleinlasthärtemessungen nach Vickers	103
4.2.7 Matrixgefügebeurteilungen durch Mikrohärtemessungen nach Vickers	103
4.3 Bestimmung der statischen Eigenschaften	104
4.4 Bestimmung der dynamischen Eigenschaften	106
4.5 Erstarrungsdauer der Platten	112
5 Resultate	115
5.1 Gefügeausbildung	115
5.1.1 Bildanalytische Bestimmung der Graphitmenge	115
5.1.2 Bildanalytische Bestimmung der Graphitlamellenlänge	121
5.1.3 Bildanalytische Bestimmung der Teilchendichte	123
5.1.4 Bildanalytische Bestimmung der eutektischen Kornzahl	125
5.1.5 Matrixbeurteilung durch bildanalytische Bestimmung des Zementitlamellenabstandes des Perlits	125
5.1.6 Matrixbeurteilung durch Kleinlasthärtemessungen nach Vickers	127
5.1.7 Matrixbeurteilung durch Mikrohärtemessungen nach Vickers	128
5.2 Bestimmung der statischen Eigenschaften	130
5.2.1 Profilierte im Vergleich zu zylindrischen Zugstäben	130
5.2.2 Einfluss der Wandstärke auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve bei unterschiedlichen Sättigungsgraden	131
5.2.3 Einfluss des Keimzustandes in der Schmelze auf die Spannungs/Dehnungskurve	136
5.2.4 Einfluss von Ferrit auf die Spannungs/Dehnungskurve	143
5.2.5 Einfluss einer hohen eutektischen Kornzahl bei stark untereutektischem Sättigungsgrad auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve	151
5.2.6 Erhöhung der Matrixzähigkeit durch Absenken des Silizium- und Mangangehaltes	155
5.2.7 Die Auswirkungen von Stickstoff auf die mechanischen Eigenschaften von Grauguss	157
5.2.8 Elastizitätsmodul	165
5.3 Dynamische Eigenschaften	164
5.3.1 Einfluss der eutektischen Kornzahl auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungskurve	169
5.3.2 Einfluss von Ferrit auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungskurve	170
5.3.3 Einfluss einer hohen eutektischen Kornzahl bei einem stark untereutektischem Sättigungsgrad auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungskurve	173
5.3.4 Die mit erhöhter Probenanzahl ermittelten Zug/Druck-Wechsel-, Zug/Schwell- und Umlaufbiegewechselfestigkeiten inkl. statistischer Auswertungen	175
5.4 Die Erstarrungsdauer der Plattenproben	180

6	Zusammenfassung und Diskussion	185
6.1	Probenherstellung und Charakterisierung	185
6.2	Gefügeausbildung	185
6.2.1	Bildanalytische Bestimmung der Graphitmenge	186
6.2.2	Bildanalytische Bestimmung der Graphitlamellenlänge	187
6.2.3	Bildanalytische Bestimmung der Teilchendichte	187
6.2.4	Bildanalytische Bestimmung der eutektischen Kornzahl	188
6.2.5	Matrixbeurteilung durch bildanalytische Bestimmung des Zementitlamellenabstandes des Perlits	188
6.2.6	Matrixbeurteilung durch Kleinlasthärtemessungen nach Vickers	189
6.2.7	Matrixbeurteilung durch Mikrohärtemessungen nach Vickers	189
6.3	Zusammenfassende Diskussionen und Erörterungen	190
6.4	Bestimmung der statischen Eigenschaften	191
6.4.1	Profilierte im Vergleich zu zylindrischen Zugstäben	191
6.4.2	Einfluss der Wandstärke auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve bei unterschiedlichen Sättigungsgraden	192
6.4.3	Einfluss des Keimzustandes in der Schmelze auf die Spannungs/Dehnungskurve	193
6.4.4	Einfluss von Ferrit auf die Spannungs/Dehnungskurve	193
6.4.5	Einfluss einer hohen eutektischen Kornzahl bei stark untereutektischem Sättigungsgrad auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve	194
6.4.6	Erhöhung der Matrixzähigkeit durch Absenken des Silizium- und Mangangehaltes	195
6.4.7	Die Auswirkungen von Stickstoff auf die mechanischen Eigenschaften von Grauguss	195
6.4.8	Elastizitätsmodul	196
6.5	Zusammenfassende Auswertungen der Dehngrenzenverhältnisse und Diskussionen	196
6.6	Dynamische Eigenschaften	199
6.6.1	Einfluss der eutektischen Kornzahl auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungskurve	200
6.6.2	Einfluss von Ferrit auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungskurve	200
6.6.3	Einfluss einer hohen eutektischen Kornzahl bei einem stark untereutektischem Sättigungsgrad auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungskurve	201
6.6.4	Die mit erhöhter Probenanzahl ermittelten Zug/Druck-Wechsel-, Zug/Schwell- und Umlaufbiegewechselfestigkeit inkl. statistischer Auswertungen	202
6.6.5	Zusammenfassung der Zusammenhänge zwischen der Zug/Druck-Wechselfestigkeit, den Kennwerten der Zugversuche und der Gefügeausbildung	206
6.7	Erstarrungsdauer der Platten	211

7	Ausblick	213
8	Literaturverweis	214
9	Zeichenerklärung	223
10	Tafelanhang	225
11	Bildanhang	235

1 Einleitung

Gusseisen mit Lamellengraphit ist weltweit mit etwa 40.000.000 Jahrestonnen (im Jahr 2004) immer noch der am meisten vergossene Werkstoff [35]. Schwerpunkte der Anwendung in Europa sind der Fahrzeug- und Maschinenbau mit ungefähr 7.000.000 Jahrestonnen, was einen Anteil an der Gesamtproduktion von etwa 75 % entspricht. Zahlreiche Bauteile und Komponenten sind komplizierte High-tech-Erzeugnisse, die an die Giessereiindustrie immer höhere Anforderungen bezüglich Qualität und Zuverlässigkeit stellen. Starker Substitutions- und Kostendruck zwingen deshalb zur Einhaltung enger Toleranzen. Die vielseitigen Gebrauchseigenschaften des Gusseisens führen dabei selten zu Zielkonflikten wie etwa Leichtbau und Sicherheit. Sie können durch geeignete Werkstoffwahl und sichere Fertigungs- und Prüfmethoden gelöst werden [35].

Das Gusseisen enthält Graphit in Form von Lamellen, die vielfach untereinander verbunden sind und den Matrixwerkstoff unterbrechen. Dadurch werden gegenüber Stahlguss und Gusseisen mit Kugelgraphit Eigenschaften wie Festigkeit, Elastizitätsmodul, Duktilität und Zähigkeit wesentlich verringert. Doch hat sich Gusseisen mit Lamellengraphit in vielen Sparten des Maschinenbaues als Konstruktionswerkstoff gut bewährt, so auch bei Gussstücken für Verbrennungsmotoren, obwohl in diesem Fall die mechanischen und thermischen Beanspruchungen sehr hoch sind. Durch die lamellenförmige Graphitbildung werden zwar Festigkeit, Elastizitätsmodul und Zähigkeit herabgesetzt, jedoch gewinnt man dafür ein höheres Dämpfungsvermögen, geringere Kerbempfindlichkeit, verbesserte Wärmeleitfähigkeit und gute Bearbeitbarkeit. Die Notlaufeigenschaften sind ebenfalls durch den Graphit gegeben, der als weicher verformungsfähiger Bestandteil sowohl selbstschmierend beim Gleiten von Metallen untereinander wirken kann als auch in den von ihm gebildeten feinsten Grübchen Schmiervorräte aufzunehmen vermag, die bei starker Pressung und folgendem Zusammenbruch der flüssigen Reibung einen Notlauf sicherstellen.

Werkstofftechnisch ist GJL ein Kompositwerkstoff aus einer „stahlähnlichen“ Matrix mit „Störstellen“, den eingelagerten Graphitlamellen, welche zwar hohe Druck- aber nur geringe Zugbelastungen übertragen können. Die Graphitmenge, -anordnung und -größe sind daher maßgebend für die mechanischen Eigenschaften bei statischer und dynamischer Belastung.

Zahlreiche Komponenten aus Grauguss werden, z.B. im Motorenbau, dynamisch hoch belastet. Der Trend im Motorenbau geht zu Leistungssteigerung und Gewichtsreduktion, damit verbunden ist die spezifische Werkstoffauslastung gestiegen und wird weiter steigen. Aufgrund der hohen, zunehmend bis an die Grenzen des Werkstoffs gehenden Belastung, besteht Handlungsbedarf hinsichtlich der Genauigkeit der für die Berechnungen zur Verfügung stehenden Werkstoffdaten.

Somit wurde am Beginn dieser Arbeit eine Literaturrecherche zur Thematik „Gusseisen mit Lamellengraphit“ durchgeführt. Im vorliegenden Werk wird der Stand der Technik bei Gusseisen mit Lamellengraphit hinsichtlich Normung, Wirkung der einzelnen Legierungselemente, Elastizitätsmodul, Abschätzung der Eigenschaften im Bauteil mittels Betriebsnomogramm und die dynamischen Eigenschaften von Gusseisen mit Lamellengraphit dargestellt.

Die Ergebnisse der Literaturrecherche zeigten, dass die in den Nachschlagwerken für Konstrukteure und in Normen enthaltenen Anhaltswerte zur Schwingfestigkeit [39], [76], [8], [40], [77] nicht mehr den heutigen Anforderungen der Technik entsprechen. Somit ist das Ziel dieser Arbeit die Zusammenhänge zwischen den Fertigungs- und Gefügeparametern und der Dauerfestigkeit besser zu verstehen, und auf der Basis dieses Wissens die Dauerfestigkeit auf einem möglichst hohen Niveau mit geringer Streuung zu halten.

Es wurden im Zuge dieser Arbeit systematisch hergestellte Graugusserschmelzen hinsichtlich ihres metallographischen Gefüges, des Spannungs/Dehnungsverhaltens und daraus resultierend die Auswirkungen auf die Schwingfestigkeit analysiert. Alle Angaben in dieser Arbeit bezüglich der chemischen Zusammensetzung, falls nicht anders dargestellt, sind in Gewichtsprozent.

Durch Wärmebehandeln der Probekörper und durch Legieren der Schmelze wurden unterschiedliche Ferritanteile eingestellt und deren Auswirkungen auf das Spannungs/Dehnungsverhalten und auf die Schwingfestigkeit dargestellt. Weiters wurden unterschiedliche Impfmittel und Impftechniken untersucht und deren Auswirkungen auf die eutektische Kornzahl und in weiterer Folge sowohl auf die statischen als auch dynamischen Eigenschaften untersucht. Um den Einfluss des Stickstoffs sowohl auf das Matrixgefüge als auch die Graphitbildung zu verifizieren wurden Schmelzen mit einem unterschiedlichen Stickstoffgehalt hergestellt.

Die durchgeführten Versuche sollen zur Erweiterung des Kenntnisstandes über folgende Zusammenhänge beitragen:

- den Gefügeparameter und der Schwingfestigkeit und Feststellung der für die Schwingfestigkeit hauptsächlich maßgeblichen Gefügeparameter,
- den Gefügeparametern, den im statischen Feindehnmesszug ermittelten Kennwerten der Spannungs-Dehnungs-Kurve und der Schwingfestigkeit zur Verbesserung der Dauerfestigkeitsabschätzung durch Zugversuche an Proben aus dem Bauteil,
- den Eigenschaften von getrennt oder am Gussstück angegossenen Proben und den in komplexen Gussstücken tatsächlich vorliegenden Eigenschaften.

In Bild1 sind schematisch die oben beschriebenen Zusammenhänge dargestellt.

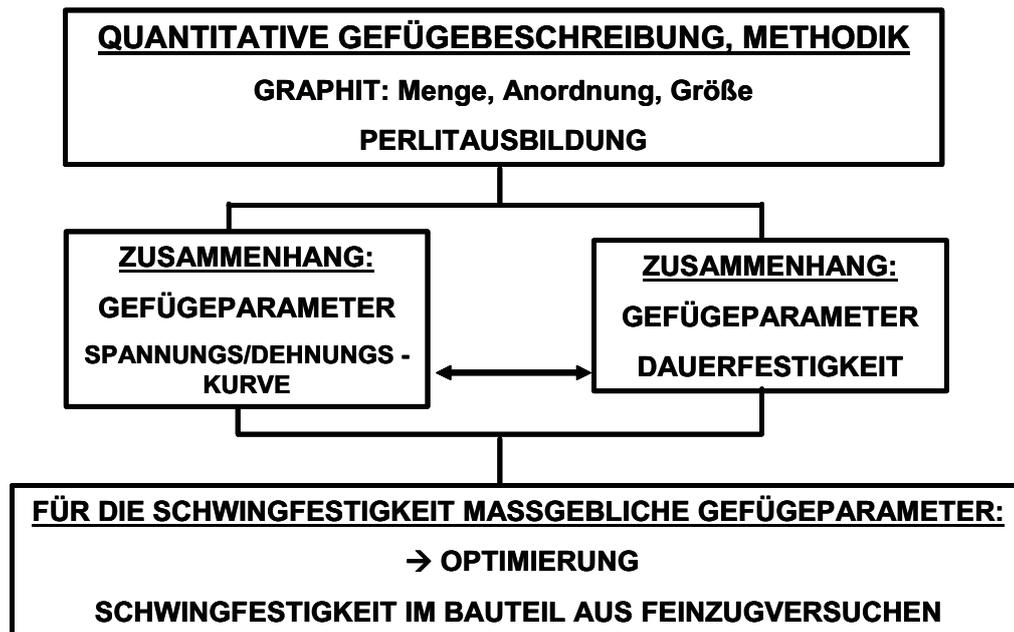


Bild 1: Schematischer Zusammenhang zwischen den Gefügeparametern, den Dehngrenzen und der Dauerfestigkeit

Alle angefertigten Schmelzen wurden hinsichtlich der Gefügebildung, der statischen Eigenschaften und der dynamischen Eigenschaften ausgewertet. Die dabei erzielten Ergebnisse wurden in den Kapiteln Gefügebildung, statische Eigenschaften und dynamische Eigenschaften dargestellt.

Auf Basis der erzielten Ergebnisse wurden die für die Schwingfestigkeit von Grauguss relevanten Gefügeparameter bestimmt und deren Auswirkungen auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve dargestellt. Weiters wurde der Zusammenhang zwischen den Gefügeparametern und der Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit auf die Spannungs/Dehnungskurve erforscht.

Somit wurde durch Erforschung der grundlegenden Zusammenhänge zwischen Gefügebildung, Spannungs/Dehnungskurve und Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit auf der Spannungs/Dehnungs-Kurve die Basis geschaffen für eine zukünftige „genauere“ Abschätzung der Dauerfestigkeit aus dem Feinzugversuch. Dadurch könnten für die Berechnung von Graugussteilen Werkstoffdaten mit höherer Güte zur Verfügung gestellt werden und somit ein Beitrag zur Verbesserung der Ergebnisse der Berechnungen geleistet werden.

2 Gusseisen mit Lamellengraphit

Gusseisen mit Lamellengraphit ist ein Werkstoff mit großer Tradition welcher ungefähr seit dem 14. Jahrhundert in Europa bekannt ist. Vom Beginn des Gusseisens bis zur Schaffung des neuzeitlichen Kupolofens, etwa um 1860, blieb die äußere Form und das Bruchaussehen die Grundlage der Beurteilung. Es wurden Zugfestigkeiten schätzungsweise bis maximal 100 N/mm^2 erzielt [1]. Weltweit sind zahlreiche historische Gusskonstruktionen aus dieser Zeit, welche bis heute zuverlässig ihre Funktion erfüllen, erhalten geblieben [82]. Das Erschmelzen von Gusseisen im neuzeitlichen Kupolofen war mit relativ einfachen Methoden möglich und erlaubte eine kostengünstige Herstellung. Der Vorteil gegenüber dem aufwändiger herzustellenden Stahl bestand in der guten Gießbarkeit und dem geringeren Schwindungsvermögen, so dass komplexere Bauteilgeometrien erzielbar waren. Nach dem ersten Weltkrieg bis 1928 kam es durch zielbewusste Beeinflussung der Gefügebildung mit Hilfe der modernen Metallurgie, durch verfeinerte metallographische und chemische Prüfmethode, Einführung der Gusseisendiagramme in den Jahren 1924/25 und systematische Verschmelzung höherer Schrottanteile zu einer starken Verbesserung der Festigkeitseigenschaften der Gusseisen. Diese Tendenzen in der Entwicklung der Gusseisenmetallurgie führten 1928 zu einer ersten Normung in vier Festigkeitsklassen des Gusseisens [1]. Seit ungefähr 1932 kam es zu einer zunehmenden Forschungstätigkeit auf dem Gebiet der dynamischen Eigenschaften von Gusseisen auf Basis der Stoffmechanik [1], [82].

Der heutige Werkstoff Gusseisen mit Lamellengraphit hat nur noch wenig mit seinem Vorläufer gemein. Die heutigen Kupolöfen sind ein verlässliches Schmelzaggregat geworden, die ein hochwertiges Basiseisen reproduzierbar erschmelzen. Aufgrund der modernen Metallurgie lässt sich reproduzierbar ein bestimmtes Gefüge einstellen, so dass die mechanisch-technologischen Werkstoffkennwerte in sehr engen Grenzen eingehalten werden können, verbunden mit einem signifikanten möglichen Festigkeitsanstieg.

Geblichen sind dem Gusseisen über die Jahrhunderte seine gute Wärmeleitfähigkeit, das hohe Dämpfungsvermögen (höchster Wert aller Eisengusswerkstoffe), gute Notlaufeigenschaften, gute Gießbarkeit zur Erzielung komplexer Geometrien, gute Zerspanbarkeit und die relativ einfache, kostengünstige Herstellung. [1]

Die Wirtschaftlichkeit, d.h. das gute Preis/Leistungsverhältnis ist neben den günstigen Werkstoffeigenschaften bei der Weiterverarbeitung und beim Einsatz eine der Triebkräfte für den Markterfolg für Gusseisen mit Lamellengraphit [43].

Das Einsatzgebiet von Gusseisen mit Lamellengraphit ist trotz wachsender Konkurrenz durch andere Werkstoffe vielseitig. Aufgrund der geringen Herstellkosten und der ausgezeichneten Vergießereigenschaften liegt der Produktionsanteil in der Welt bei etwa 60% aller Eisengusslegierungen. [26]

2.1 Das Eisen – Kohlenstoff Diagramm

Bestimmte Gefügestände stellen sich bei Eisen-Kohlenstoff (Fe-C)- Legierungen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt und von der Temperatur ein (Bild 2). Dieses Zustandsschaubild gilt nur für den Gleichgewichtszustand des Zweistoffsystems Eisen-Kohlenstoff, d.h. es kann durch eine entsprechende Abkühlgeschwindigkeit und/oder durch Anwesenheit von Begleit- und Legierungselementen wesentlich beeinflusst werden. Aus Bild 2 ist ersichtlich, dass mit steigendem Kohlenstoffgehalt der Schmelzpunkt entsprechend der Linie ABC deutlich herabgesetzt wird. Damit verbunden sinkt die Viskosität der Schmelze, Fließ- und Formfüllvermögen verbessern sich erheblich, gießtechnische Probleme nehmen nennenswert ab und somit kann die Komplexität der Bauteile zunehmen. Mit steigender Temperatur wird das Lösungsvermögen für Kohlenstoff im Austenit entsprechend der Linie SE im Bereich zwischen eutektoider (Linie PSK) und eutektischer Temperatur (Linie ECF) merklich gesteigert, was für viele Wärmebehandlungen von großer Bedeutung ist [43].

Das Bild 2 besteht genau genommen aus zwei Zustandsschaubildern, nämlich dem sogenannten stabilen und dem metastabilen System.

Das stabile System Eisen/Graphit wird durch die gestrichelten Linien gekennzeichnet, hingegen das metastabile System Eisen/Eisencarbid durch die durchgezogenen Linien (Bild 2), [43].

Bei „üblichem“ Gusseisen mit Lamellengraphit läuft die Erstarrung nach dem stabilen System ab, die Umwandlung im festen Zustand hingegen (Linie PSK) nach dem metastabilen System [43].

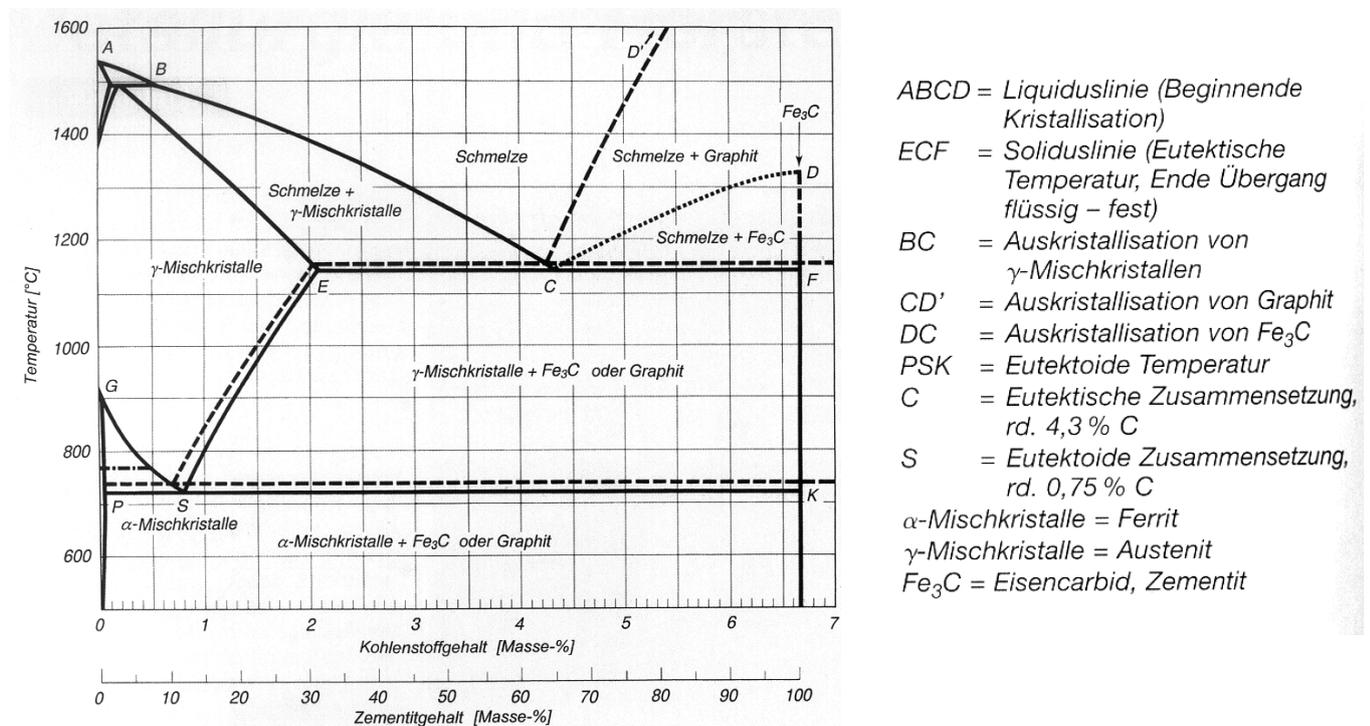


Bild 2: Das Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff mit dem thermisch stabilen (gestrichelte Linien) und dem metastabilen (ausgezogene Linien) System [46]

Bei den Gusseisen mit Lamellengraphit handelt es sich um Mehrstoffsysteme. Das wichtigste Legierungselement ist das Silizium. Durch Zugabe von Silizium wird aus der eutektischen und eutektoide Linie eine eutektische und eutektoide Rinne, bei welchen es sich um 3-Phasengebiete handelt. Bild 3 zeigt einen Konzentrationschnitt bei 2,5 % Silizium durch das ternäre System Fe-C-Si [14].

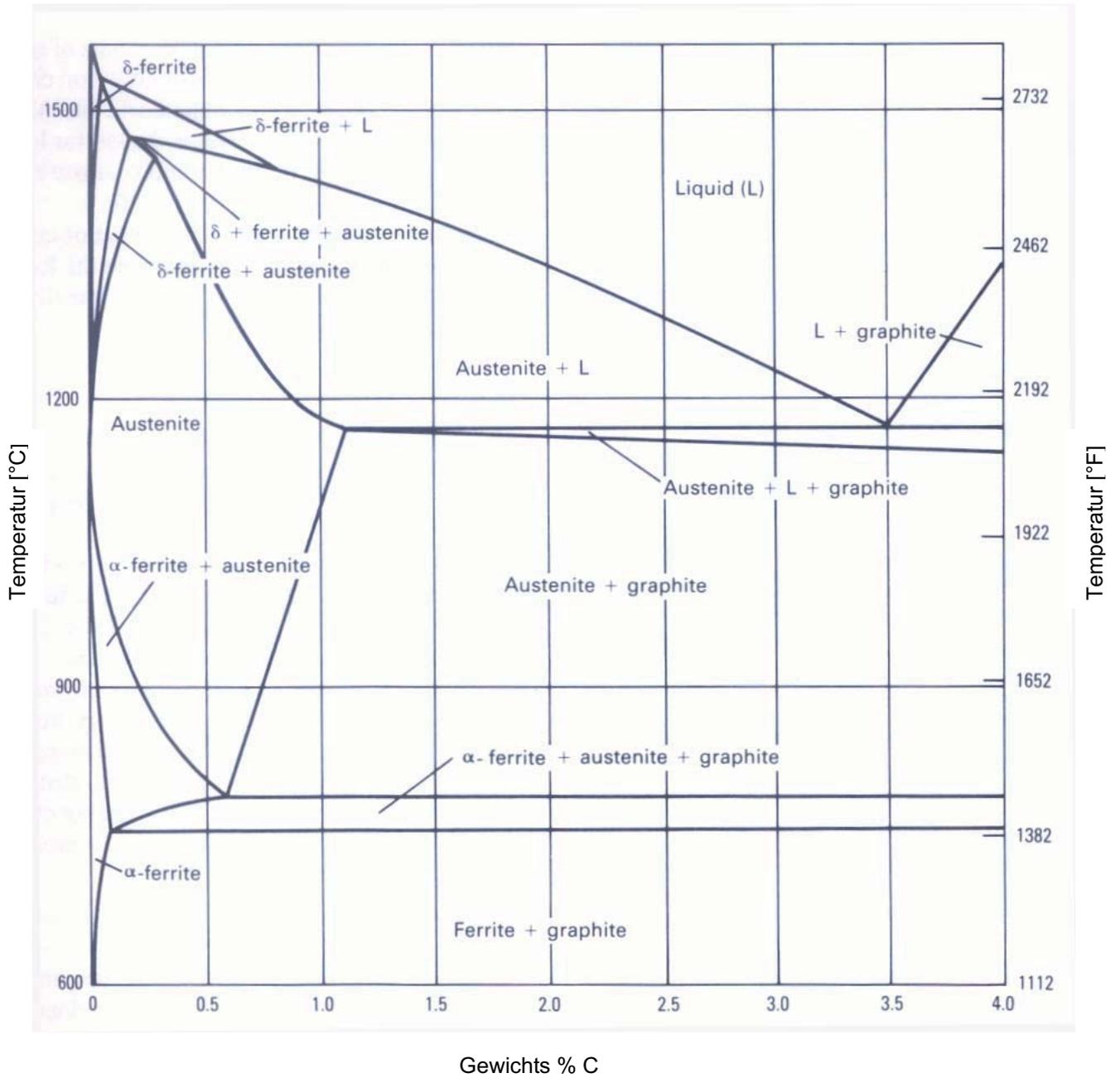


Bild 3: Konzentrationsschnitt bei 2,5 % Silizium durch das ternäre System Fe-C-Si [14]

2.2 Erstarrungsablauf bzw. Erstarrungsverhalten von Gusseisen mit Lamellengraphit

Der Erstarrungsablauf eines untereutektischen grauen Gusseisens ist anhand einer Abkühlkurve einer thermischen Analyse dargestellt. (Bild 4).

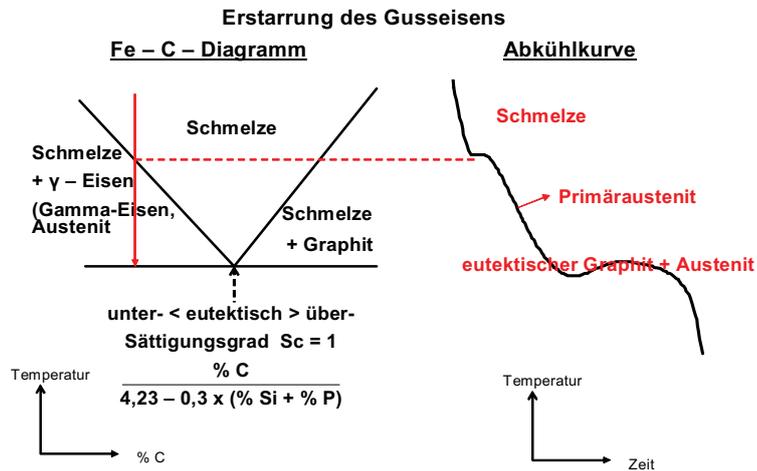


Bild 4: Erstarrungsmorphologie von Gusseisen mit Lamellengraphit [30]

Nachdem die Schmelze bis zur Liquidustemperatur abgekühlt wurde beginnt die Erstarrung mit der Ausscheidung von Primäraustenit, in Form von tannenbaumförmiger Kristalle (Dendriten) aus der Schmelze. Das Dendritenwachstum ist durch eine Wärmefreisetzung begleitet, die in der Abkühlkurve durch einen Knickpunkt gekennzeichnet ist. Unterhalb der eutektischen Gleichgewichtstemperatur können sich in Abhängigkeit von den technologischen Bedingungen wachstumsfähige Keime bilden. Die notwendige Unterkühlung ist dabei eine Funktion der kritischen Aktivierungsenthalpie, die zur Bildung wachstumsfähiger Keime aufgebracht werden muss.

Während der eutektischen Reaktion (Kornwachstum aus der Schmelze) wird in Abhängigkeit von der Änderung des Festphasenanteils Kristallisationswärme frei, die bei den vorliegenden technischen Wärmeentzugsbedingungen einen Wiederanstieg der Temperatur der unterkühlten Schmelze (**Rekaleszenz**) bewirken kann.

Das Wachstum der eutektischen Körner erfolgt solange frei in der Schmelze, bis sie einander überschneiden, andere Formen annehmen und die Restschmelze durch die eutektische Reaktion vollends kristallisiert ist [21], [22], [23], [30].

Der Erstarrungstypus von Gusseisen mit Lamellengraphit ist schalenbildend, d.h es wächst eine Erstarrungsfront nach innen und zehrt die Restschmelze im Zentrum schalenbildend, schichtweise auf. Es kommt zu einer zellenförmigen Erstarrung mit einer zeitlich und örtlich gekoppelten Ausscheidung von Eisen und Graphitlamellen, d.h die im Schlibfbild regellos verteilt erscheinenden Lamellen hängen innerhalb eines Kornes zusammen (Bild 5) [23], [30].

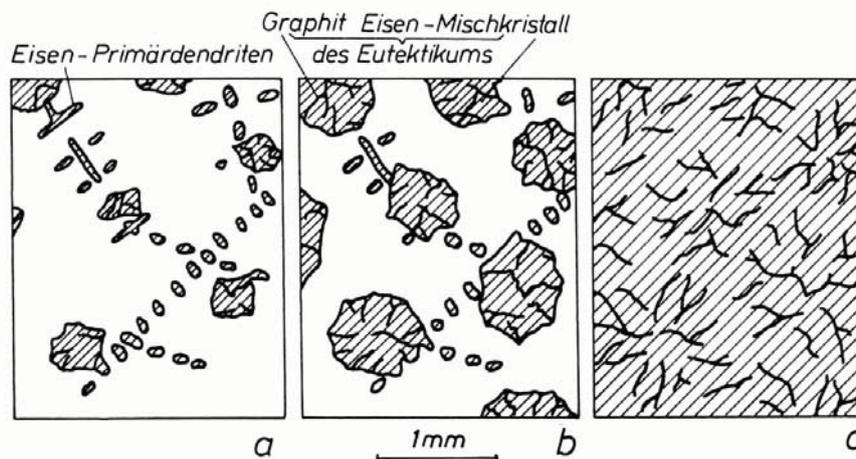


Bild 5: Erstarrungsablauf für Gusseisen mit Lamellengraphit für eine untereutektische Zusammensetzung; a: voreutektisch ausgeschiedene primäre Eisendendriten mit beginnender eutektischer Erstarrung; b: fortschreitende eutektische Erstarrung mit gekoppeltem Wachstum zwischen Austenit und Graphit; c: vollständig erstarrte Schmelze;[30]

Bei der Abkühlung eines flüssigen Metalls bis auf Raumtemperatur finden im allgemeinen drei verschiedene, einander folgende Volumenkontraktionen statt. Es kommt zu einer stetig verlaufenden Schwindung, die durch die Abkühlung des flüssigen Metalls von der Gießtemperatur T_G bis zur Erstarrungstemperatur T_E bedingt ist (Flüssigkeitskontraktion). Bei Erreichen der Erstarrungstemperatur T_E tritt eine sprunghafte Schwindung aufgrund des Volumensunterschied zwischen Schmelze und festem Metall auf (Erstarrungskontraktion). Dieser Volumensunterschied ist eine Folge der unterschiedlichen atomaren Packungsdichte zwischen festem und flüssigem Metall.

Anschließend kommt es zu einer stetigen Schrumpfung des kristallisierten Metalls von der Erstarrungstemperatur T_E bis auf Raumtemperatur (Bild 6), [23], [26], [30].

Die Lunkerbildung im Gußstück wird durch die Erstarrungskontraktion verursacht [23], [26], [30].

Das flüssige Schwinden ist im Hinblick auf die Herstellung eines Gussstückes ohne besondere Bedeutung. Beim Schwinden während des Erstarrens nimmt das Volumen ab, es ist die Ursache für das Entstehen von Volumendefiziten, denen mit Hilfe von einer optimalen Speisung entgegengewirkt werden muss.

Das lineare Schwinden im festen Zustand ist der Grund für maßliche Änderungen und wird mit dem Schwindmaß berücksichtigt [43].

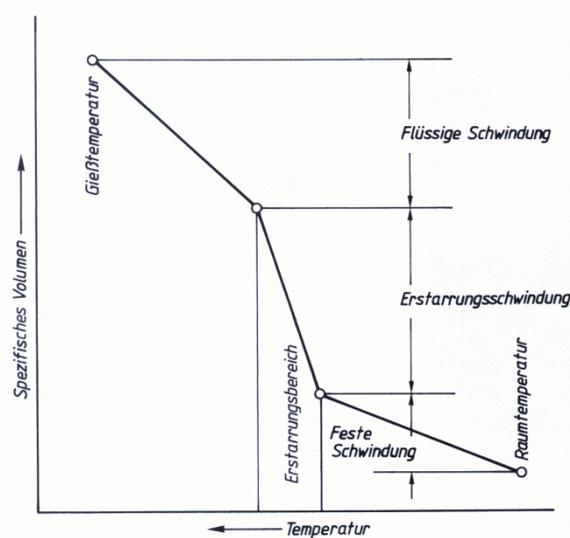


Bild 6: Die beim Abkühlen von metallischen Werkstoffen auftretenden Schwindungsbereiche [43]

Beim Gusseisen mit Lamellengraphit tritt das Spezifikum auf, dass es mit Beginn der eutektischen Reaktion zur Graphitausscheidung aus der Schmelze kommt und damit verbunden, aufgrund des größeren spezifischen Volumens des Graphits, zu einer teilweisen (vom Sättigungsgrad abhängig) Kompensation der Schrumpfung [24], [25], [30].

Bei einem bestimmten vorliegenden Graphitanteil halten sich die Erstarrungsschrumpfung und die Graphitexpansion die Waage, d.h. es kann speiserlos gegossen werden. Bei einer großen vorliegenden Graphitmenge kann die durch die Graphitausscheidung aus der Schmelze verursachte Volumsausdehnung größer sein als die Erstarrungskontraktion der metallischen Phase [43]. Die Volumenkontraktion im Flüssigen Zustand wird bis zur eutektischen Zusammensetzung mit zunehmendem Sättigungsgrad geringer, darüber hinaus wieder größer. Einen entscheidenden Einfluss übt der Kohlenstoffgehalt aus. Bei gleichem Sättigungsgrad wird die Volumenabnahme mit steigenden Kohlenstoffgehalt kleiner [46].

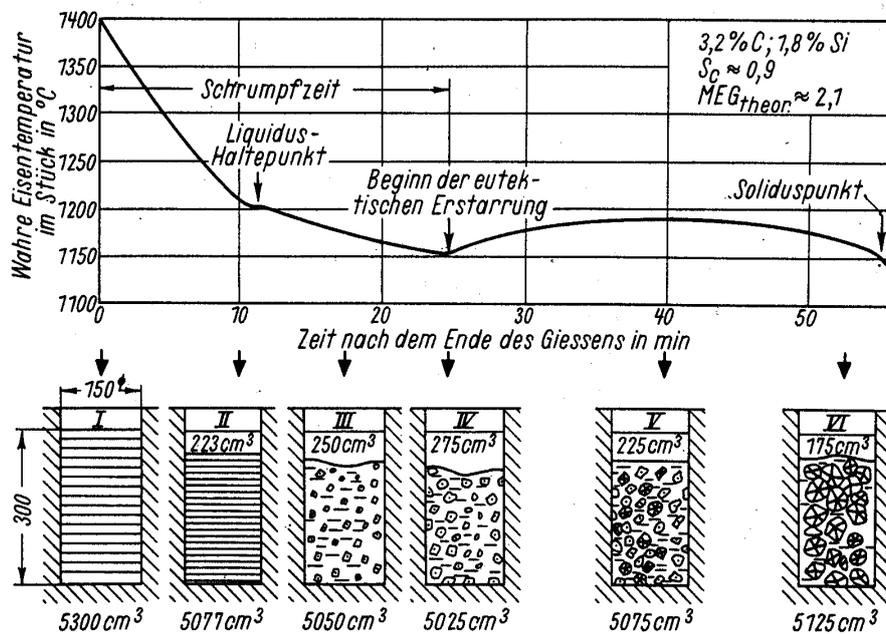


Bild 7: Volumenänderung bei der Erstarrung einer untereutektischen Grauguss-Schmelze; Bereich I bis II: Schwindung durch flüssige Schwindung; Bereich III bis IV: Schwindung durch Erstarrungskontraktion (Ausscheidung von Primärdendriten) im Kombination mit flüssiger Schwindung; Bereich V bis VI: Volumsvergrößerung durch Expansion des eutektisch ausgeschiedenen Graphits; [30]

Eine wichtige Kenngröße für die Zusammensetzung der Gußeisenlegierungen ist der Sättigungsgrad S_c , welcher als das Verhältnis des Kohlenstoffgehaltes C zur eutektischen Kohlenstoffkonzentration $C_{eut.}$ definiert ist ($S_c = C / C_{eut.}$). In einer reinen Eisen-Kohlenstofflegierung beträgt die eutektische Kohlenstoffkonzentration 4,26%.

Durch Drittelemente kann die eutektische Kohlenstoffkonzentration entsprechend der Kohlenstofflöslichkeit in der Schmelze Veränderungen erfahren, welche durch die Konzentrationen der Zusatzelemente bestimmt sind [21], [22], [26], [30].

Der Sättigungsgrad Sc kann unter Einfluss der Elemente Si, Mn, P, S und Cu in Abhängigkeit der Konzentrationen wie folgt berechnet werden:

$$Sc = \frac{\%C}{4,26 - 0,31\%Si + 0,027\%Mn - 0,33\%P - 0,40\%S - 0,074\%Cu} \quad \text{Gl. 1}$$

Ziel ist es ein grau erstarrtes Gusseisen zu erhalten, d.h. der in der Schmelze gelöste Kohlenstoff sollte sich als Graphit und nicht als Zementit (Fe_3C) ausscheiden.

Deshalb verläuft die eutektische Kristallisation von Gusseisen mit Lamellengraphit unterhalb der stabilen und oberhalb der metastabilen eutektischen Gleichgewichtstemperatur.

Wenn möglich sollte die Legierungszusammensetzung so eingestellt sein, dass die Temperaturdifferenz zwischen stabiler und metastabiler Erstarrung möglichst groß ist um auch bei ungünstigen Bedingungen wie z.B.: hohe Abkühlgeschwindigkeit und/oder schlechter Keimhaushalt möglichst eine graue (stabile) Erstarrung zu erhalten. Den globalen Einfluss der Legierungselemente auf die stabile und metastabile eutektische Temperatur zeigt Bild 8.

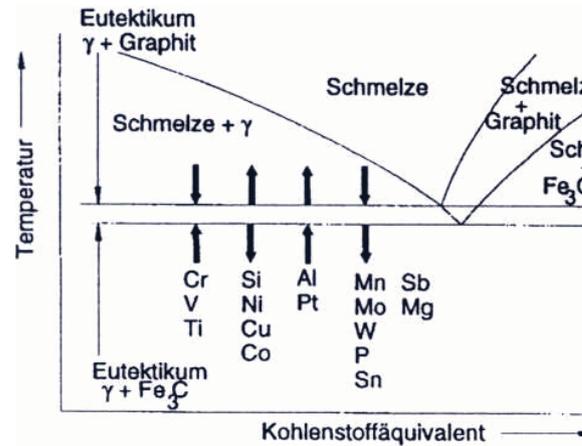


Bild 8: Einfluss der Legierungselemente auf die stabile und metastabile Gleichgewichtstemperatur [26]

Das eutektische Erstarrungsintervall ist die Differenz zwischen der eutektischen Temperatur des stabilen Fe-C-Systems (TEG) und der eutektischen Temperatur des metastabilen Fe-Fe₃C-Systems (Bild 8) [26]. Tatsächlich sind die Gusseisen keine Zweistoffsysteme sondern Vielstoffsysteme. Somit wird die eutektische Linie zu einem eutektischen Dreiphasengebiet [14].

Zur Bestimmung des eutektischen Erstarrungsintervalles werden die Wendepunkte der Abkühlkurve beim Durchlaufen des jeweiligen Dreiphasengebietes als Referenzpunkte verwendet (Bild 9).

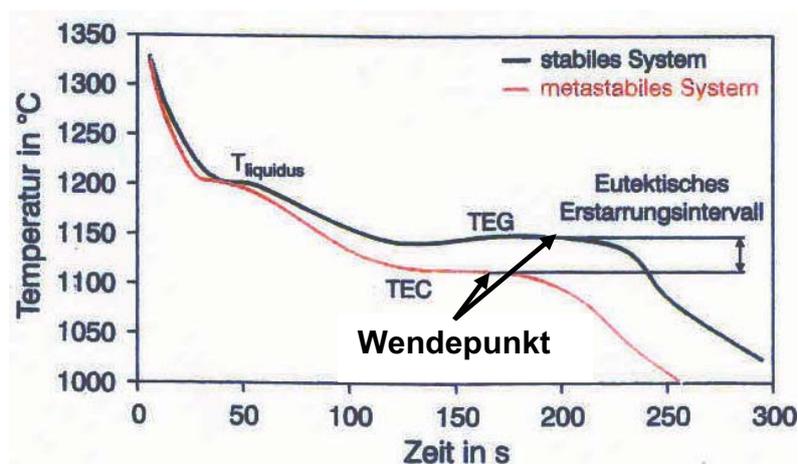


Bild 9: Abkühlkurven bei stabiler (TEG) und metastabiler (TEC) Erstarrung einer eutektischen Eisen-Gusslegierung [63].

Das eutektische Temperaturintervall (im reinen Eisen-Kohlenstoff-Diagramm zwischen 1153 und 1147°C) [62] ist für alle niedrig legierten Eisen-Kohlenstoff-Legierungen von entscheidender Bedeutung. Je nach Größe und Lage unterscheidet sich ob die Schmelze nach dem stabilen oder metastabilen System erstarrt [64].

Die Bilder 10 bis 16 zeigen den Einfluss von Silizium, Kupfer, Phosphor, Nickel, Chrom, Molybdän und Aluminium auf das eutektische Erstarrungsintervall eines untereutektischen Gusseisens (Mehrstoffsystem). Zur Untersuchung des Einflusses der unterschiedlichen Legierungselemente wurde eine Basisschmelze mit 3,35 % C und 2,15 % Si schrittweise aufgelegt. Der Kohlenstoff-Abbrand und die Verschlechterung des Keimzustandes wurden mit Kohlenstoff-Granulat (3 mm) ausgeglichen [63].

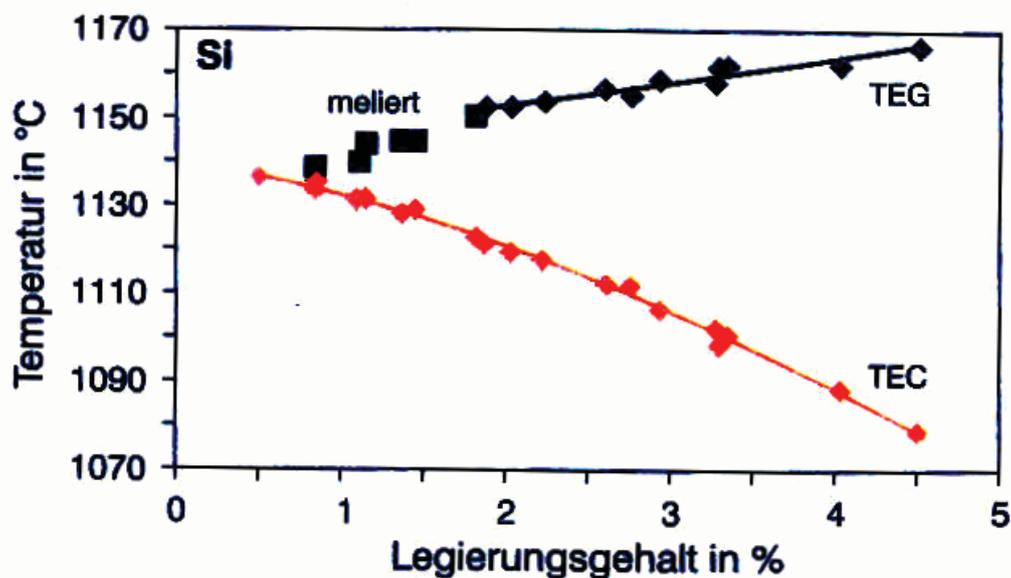


Bild 10: Einfluss von Silizium auf das eutektische Erstarrungsintervall, TEG: stabile eutektische Erstarrungstemperatur, TEC: metastabile eutektische Erstarrungstemperatur [63]

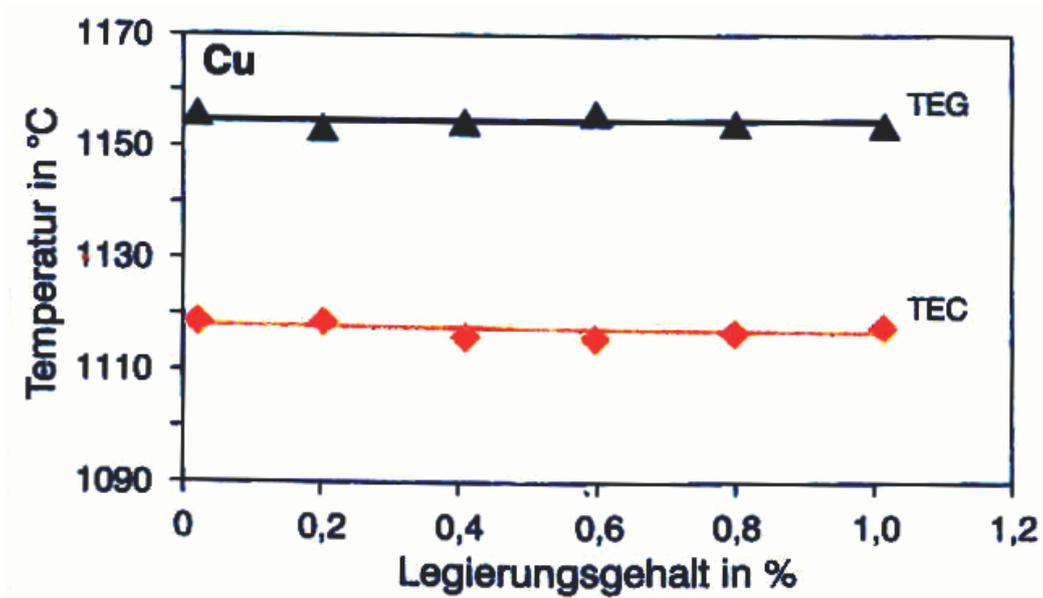


Bild 11: Einfluss von Kupfer auf das eutektische Erstarrungsintervall, TEG: stabile eutektische Erstarrungstemperatur, TEC: metastabile eutektische Erstarrungstemperatur [63]

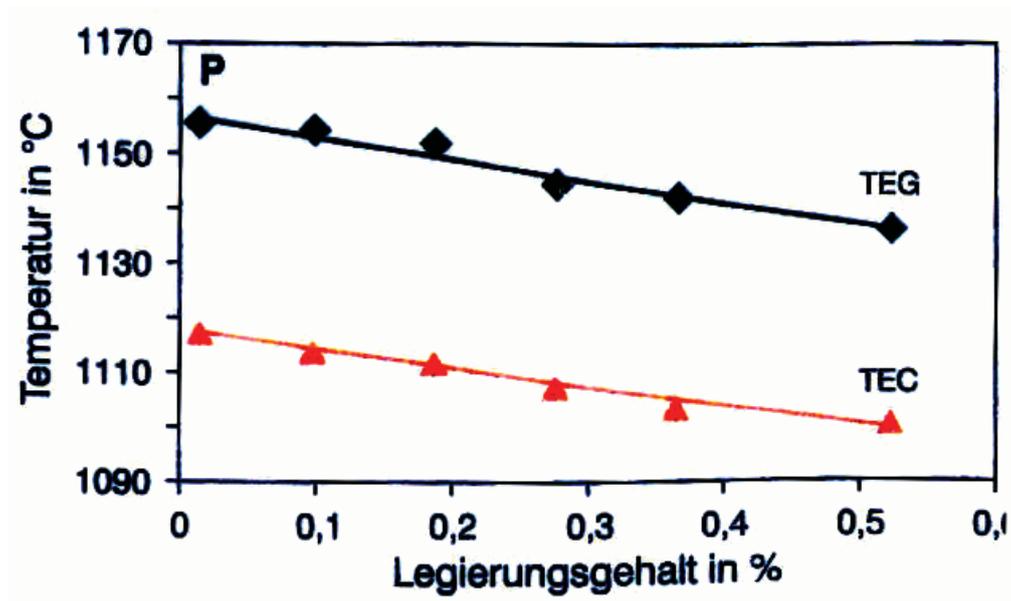


Bild 12: Einfluss von Phosphor auf das eutektische Erstarrungsintervall, TEG: stabile eutektische Erstarrungstemperatur, TEC: metastabile eutektische Erstarrungsintervall [63]

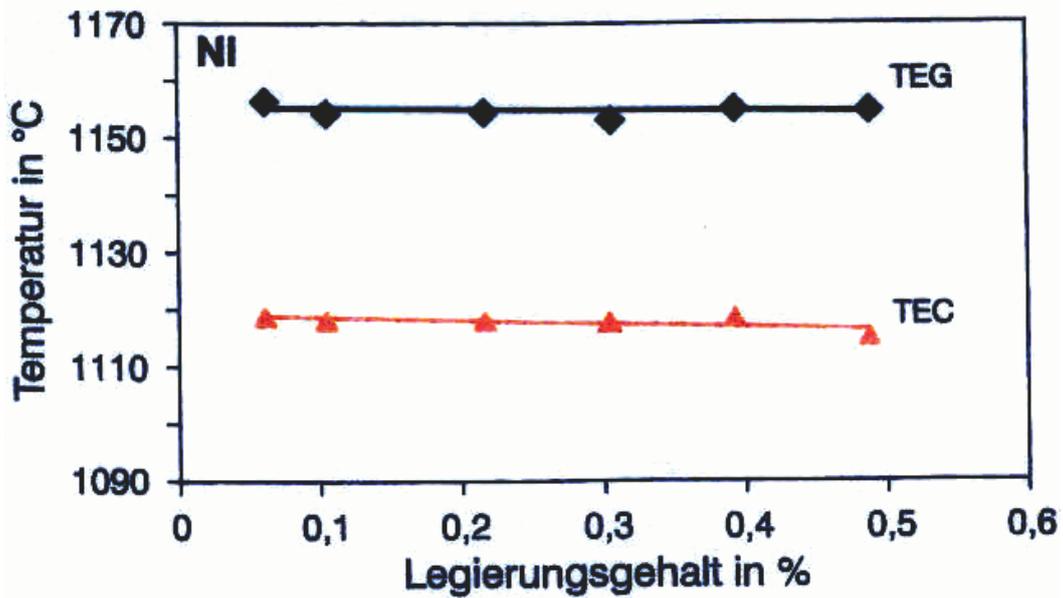


Bild 13: Einfluss von Nickel auf das eutektische Erstarrungsintervall, TEG: stabile eutektische Erstarrungstemperatur, TEC: metastabile eutektische Erstarrungstemperatur[63]

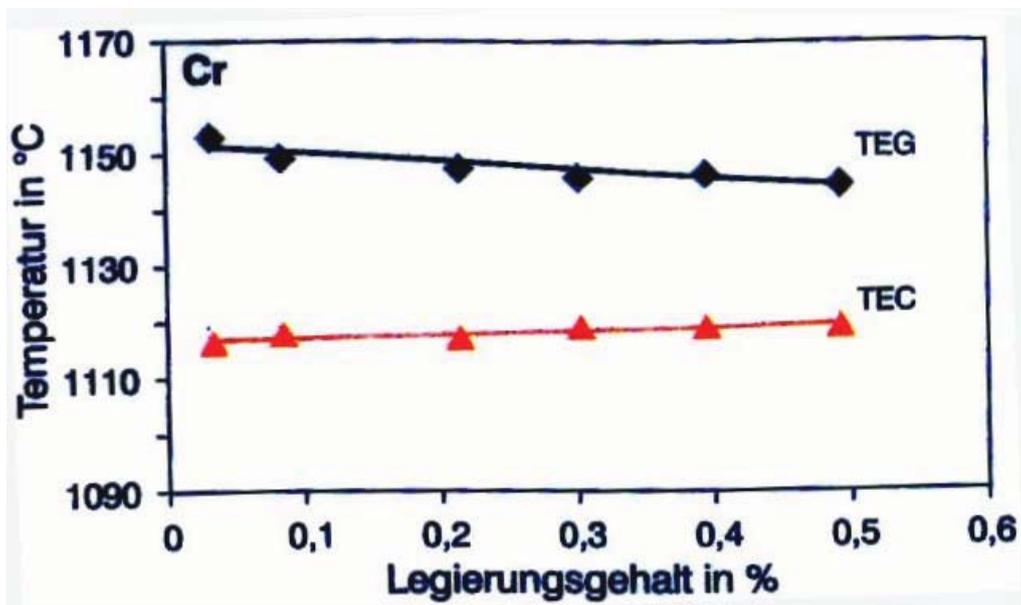


Bild 14: Einfluss von Chrom auf das eutektische Erstarrungsintervall, TEG: stabile eutektische Erstarrungstemperatur, TEC: metastabile eutektische Erstarrungstemperatur [63]

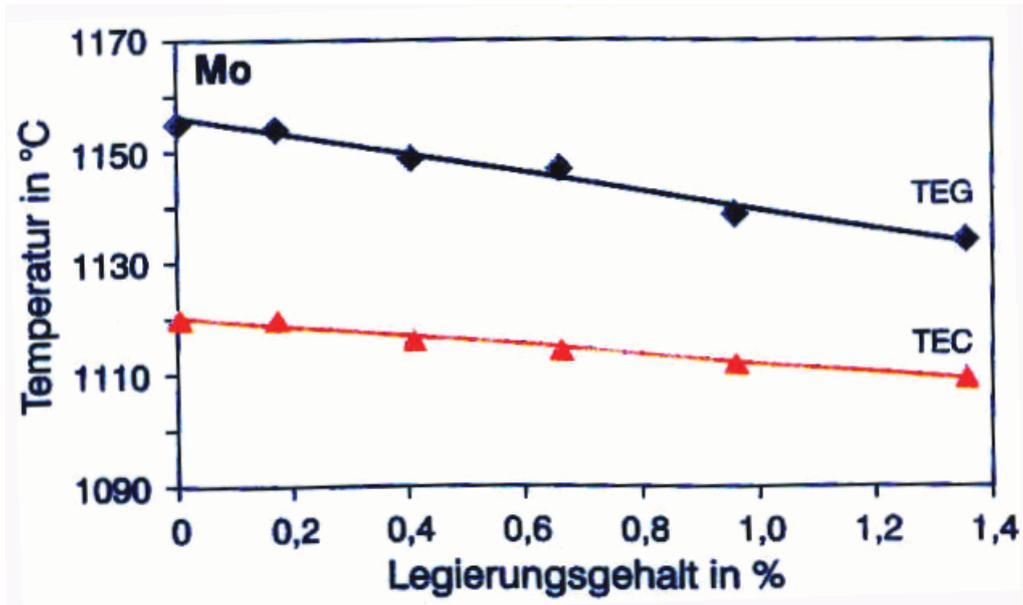


Bild 15: Einfluss von Molybdän auf das eutektische Erstarrungsintervall, TEG: stabile eutektische Erstarrungstemperatur, TEC: metastabile eutektische Erstarrungstemperatur [63]

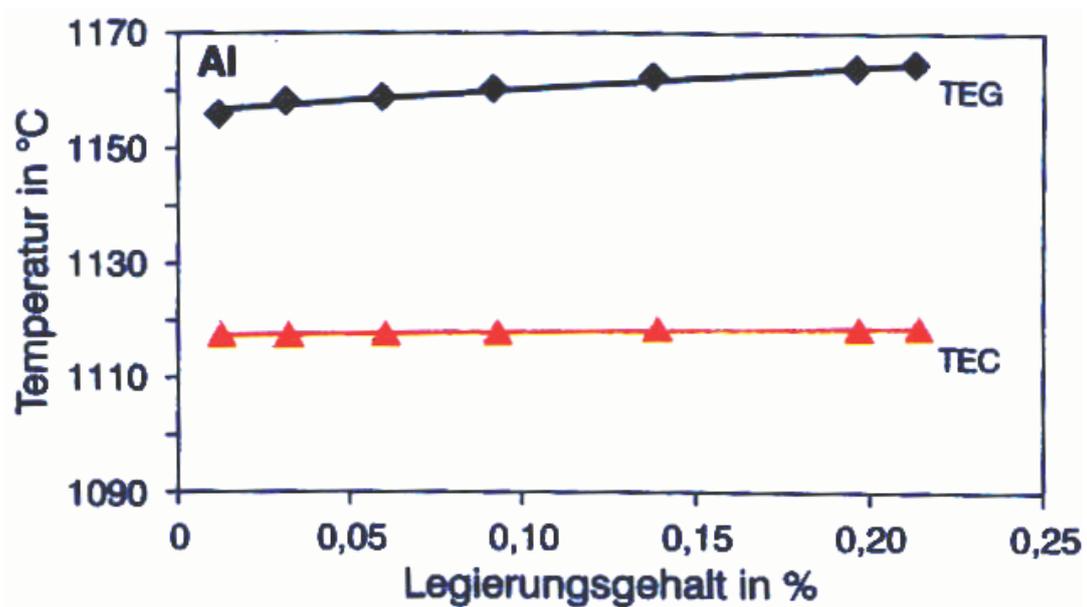


Bild 16: Einfluss von Aluminium auf das eutektische Erstarrungsintervall, TEG: stabile eutektische Erstarrungstemperatur, TEC: metastabile eutektische Erstarrungstemperatur [63]

Mit zunehmendem Siliziumgehalt wird das eutektische Erstarrungsintervall sehr stark aufgeweitet, mit steigendem Aluminiumgehalt wird das eutektische Erstarrungsintervall ebenfalls, hingegen weniger ausgeprägt, aufgeweitet, zunehmende Kupfer-, Phosphor- und Nickelanteile hingegen zeigen keine signifikante Auswirkung auf das eutektische Erstarrungsintervall. Hingegen steigende Chrom- und Molybdänanteile zeigen eine starke Verengung des eutektischen Erstarrungsintervalls. D.h. Silizium und Aluminium wirken graphitisierend, Chrom und Molybdän wirken karbidbildend und Kupfer, Phosphor und Nickel verhalten sich bezüglich Karbidbildung bzw. Graphitisierung neutral [63].

Die für die Keimbildung erforderliche Unterkühlung unter die eutektische Gleichgewichtstemperatur nimmt mit Zunahme der keimwirksamen Substanzen ab. Dadurch kann eine metastabile (karbidische) Erstarrung auch bei höheren Abkühlgeschwindigkeiten (geringe Wandstärken) und/oder geringer Temperaturdifferenz zwischen stabiler und metastabiler Erstarrung weitgehend ausgeschlossen werden [1]. Durch Schmelzeüberhitzung („totbraten der Schmelze“) und Impfen (Zugabe von Fremdkeimen) kann der Keimhaushalt von Gusseisenschmelzen gezielt gesteuert werden.

Die Abkühlgeschwindigkeit, welche im Sandguss in der Abwesenheit von Kühlkokillen hauptsächlich von der Gussstückgeometrie vorgegeben ist, wirkt sich maßgeblich auf die Gussteileigenschaften aus [30]. Wird die Abkühlgeschwindigkeit erhöht (Wandstärken reduziert) tritt bei sonst gleichen Bedingungen (gleicher Keimhaushalt) eine stärkere Unterkühlung auf, d.h. aufgrund der größeren Unterkühlung werden mehr wachstumsfähige Keime gebildet und das Gefüge (höhere eutektische Kornzahl pro cm^2) wird feiner [26]. Aufgrund der mit der höheren Unterkühlung verbundenen größeren Wachstumsgeschwindigkeit der Körner und den kürzeren Zeiten für die Kohlenstoffdiffusion kommt es zu einer größeren Verzweigung der Graphitlamellen, d.h. die Größe und Anordnung der Graphitlamellen verändert sich mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit von A-Graphit über B-Graphit zu D-Graphit. Ist die Abkühlgeschwindigkeit so groß, dass die Unterkühlung die metastabile Erstarrung erreicht erhält man ein weißes, karbidisch erstarrtes Gusseisen [26], [30].

Erreicht die Temperatur während der Abkühlung die Eutektoide bilden sich analog zur eutektischen Erstarrung zwei Phasen. Je nach Abkühlgeschwindigkeit und chemischer Zusammensetzung können sich Ferrit und Graphit (stabil) oder Zementit (metastabil) bilden. Für die eutektoide Umwandlung ist ebenfalls Keimbildung notwendig. Bevorzugte Orte für die heterogene Keimbildung sind die Korngrenzen des Austenitmischkristalls. Die eutektoide Umwandlung ist durch die Diffusion der Kohlenstoffatome in der α -Phase bestimmt. Das Mengenverhältnis Perlit/Ferrit hängt von der Abkühlgeschwindigkeit und der chemischen Zusammensetzung ab. Ein geringer Sättigungsgrad und perlitstabilisierende Elemente wie z.B. Kupfer oder Zinn fördern die Perlitbildung. Im Gegensatz fördert eine langsame Abkühlung die Ferritbildung [26].

2.3 Die Graphitbeurteilung bei Gusseisen mit Lamellengraphit nach EN ISO 945

Je nach Einfluss der Wanddicke, chemischer Zusammensetzung und Keimzustand entsteht bei der Erstarrung von untereutektischen Gusseisenschmelzen zuerst, vorwiegend in Dendritenform, primärer Austenit. Anschließend erfolgt die eutektische Kristallisation des Graphits durch Diffusion von Kohlenstoffatomen aus der Schmelze an vorhandene heterogene Keime.

Die im Schliffbild sichtbaren Graphitlamellen sind nicht einzeln in das Gefüge eingelagert, sondern sind innerhalb eines eutektischen Kornes zusammenhängend. D. h. innerhalb eines eutektischen Kornes ist der Graphit von einem einzigen Zentrum mehr oder weniger verzweigt in den Raum hineingewachsen. Der restliche Raum des eutektischen Kornes wird durch den gleichzeitig gewachsenen eutektischen Austenit ausgefüllt (gekoppelte Erstarrung).

Die DIN EN ISO 945 (Bestimmung der Mikrostruktur von Graphit) beurteilt die Graphitausbildung nach der Form, Verteilung der Form und Größe [31].

Die Form wird in römischen Ziffern angegeben. Die nachfolgenden Ausführungen beziehen sich nur auf die Form I, welche für Gusseisen mit Lamellengraphit steht.

2.3.1 Die Graphitgröße nach DIN EN ISO 945

Die Größe des Graphits wird hauptsächlich durch die Erstarrungsdauer vorgegeben. Somit ist die Größenordnung des Graphits hauptsächlich von der Konstruktion (Wandstärken) vorgegeben und kann nur mehr in beschränktem Maße beeinflusst werden [21]. Mit Hilfe einer Impfung besteht die Möglichkeit die Graphitgröße in beschränktem Maße zu beeinflussen. Eine Impfung kann bei Grauguss jedoch eine ambivalente Wirkung ausüben [30].

Eine Überführung von vorhandenen B- und D- Graphit durch eine Impfung in A-Graphit (siehe Kapitel 2.3.2) verkleinert zwar die eutektische Korngröße, vergrößert jedoch scheinbar im ebenen Schliff die Graphitlamellenlänge, da der A-Graphit im Vergleich zum B-Graphit weniger verzweigt ist. D. h. die im Schliffbild sichtbare Lamellenlänge hängt von der eutektischen Korngröße und dem Verzweigungsgrad der Lamellen ab (Bild 17) [26], [30].

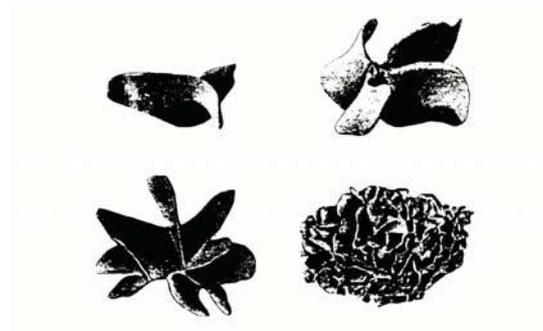


Bild 17: Graphitlamellen mit unterschiedlichen Verzweigungsgrad [30]

Tafel 1: Richtzahlen für die Graphitgrößen nach DIN EN ISO 945 [31]

Richtzahl	Graphitteilchengröße in [mm]
1	> 1
2	0,5 - 1,0
3	0,25 - 0,5
4	0,12 - 0,25
5	0,06 - 0,12
6	0,03 - 0,06
7	0,015 - 0,03
8	< 0,015

2.3.2 Die Graphitanordnung von Grauguss nach DIN EN ISO 945

In der Norm DIN EN ISO 945 werden die Graphitanordnungen A, B, C, D und E unterschieden (Bild 18a). Da an realen Gussteilen immer Mischungen der unterschiedlichen Anordnungen vorkommen ist die Beurteilung und Aufteilung in die unterschiedlichen Anordnungen sehr subjektiv und mit Schätzfehlern behaftet. In der Gegenständlichen Norm ist die Beurteilung bei 100 facher Vergrößerung vorgeschrieben.

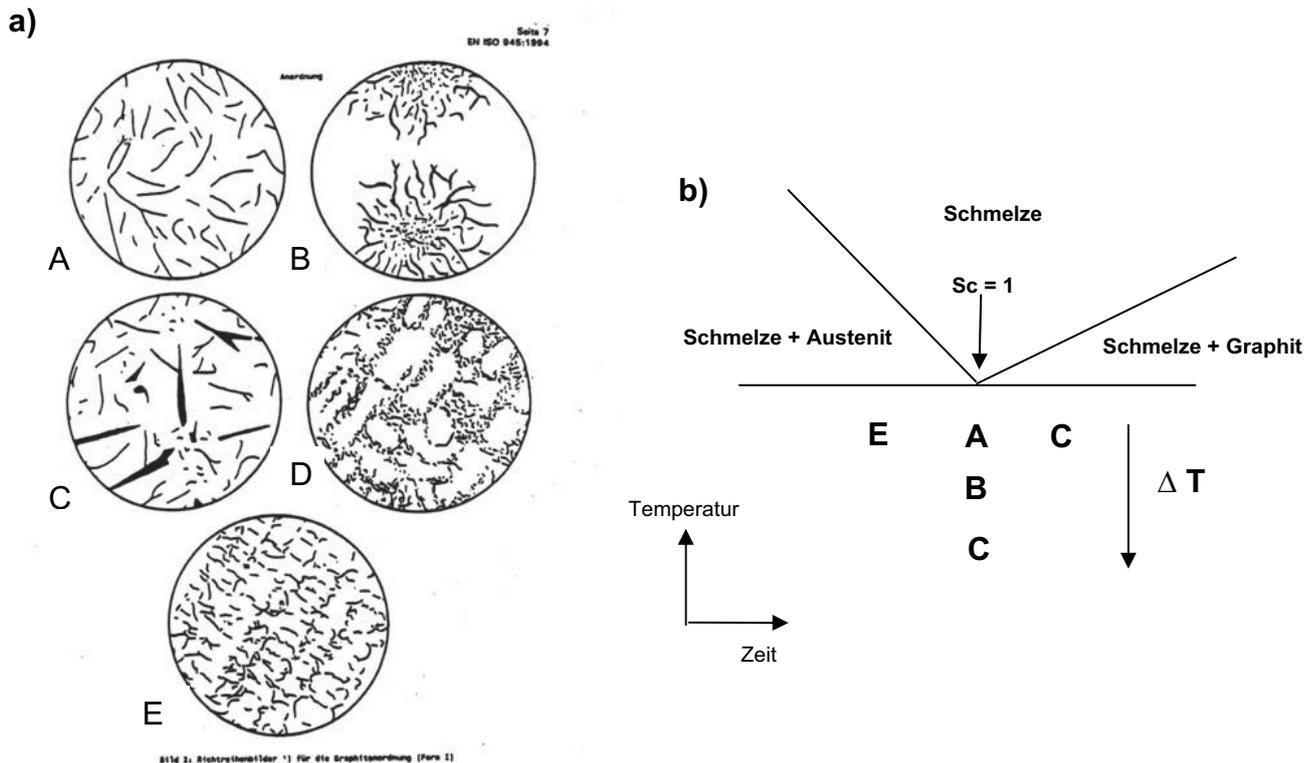


Bild 18: a) Graphitanordnung von Grauguss nach DIN EN ISO 945 [31]
b) Graphitanordnung als Funktion vom Sättigungsgrad u. Unterkühlung

Die unterschiedlichen Graphitanordnungen entstehen durch bestimmte Kombinationen der Zusammensetzung (Sättigungsgrad) und der tatsächlich vorliegenden Unterkühlung, welche von der Wandstärke und dem Impfzustand abhängt [26].

Bei geringer Unterkühlung der eutektischen Erstarrung entsteht A-Graphit und E-Graphit (Bild 18 b). Das gemeinsame Erscheinungsmerkmal von A-Graphit und E-Graphit ist der geringe Verzweigungsgrad, welcher mit zunehmender Unterkühlung zunimmt. Bei naheeutektischer Zusammensetzung überwiegt die A-Anordnung von Graphit mit regellos verteilten Lamellen. Mit abnehmendem Sättigungsgrad nimmt der E-Graphitanteil zu da bei Einsetzen der Graphitausscheidung bereits eine große Menge Primäraustenit vorliegt und somit die Graphitausscheidung nur noch in den dazwischen liegenden Restschmelzbereichen stattfinden kann [26], [30].

Mit zunehmender Unterkühlung kommt es zur Ausscheidung von B-Graphit bzw. D-Graphit (Bild 18 b). Das gemeinsame Erscheinungsbild ist der hohe Verzweigungsgrad von B-Graphit bzw. D-Graphit [21], [26], [30].

Der B-Graphit entsteht dadurch, dass die Erstarrung mit einer hohen Unterkühlung beginnt, jedoch durch die Rekaleszenz (Kristallisationswärme) die Temperatur der Restschmelze wieder steigt und somit die Unterkühlung und damit verbunden der Verzweigungsgrad sinkt. D. h. der Verzweigungsgrad von B-Graphit ist am Beginn der Erstarrung hoch, ähnlich dem D-Graphit, sinkt jedoch durch die frei werdende Kristallisationswärme (Rekaleszenz), ähnlich dem A-Graphit. Somit kann B-Graphit als eine Übergangsform zwischen A- und D-Graphit betrachtet werden. Kommt es zu einer weiteren Erhöhung der Unterkühlung und reicht die frei werdende Kristallisationswärme nicht mehr aus um eine nennenswerte Verringerung des Verzweigungsgrades zu erzielen bildet sich D-Graphit (Unterkühlungsgraphit) aus [21], [26], [30].

Aufgrund der Forderung nach Leichtbau, beispielsweise im Fahrzeugbau, werden große Anstrengungen unternommen, um die Vorteile des Gusseisens optimal zu nutzen. Ziel ist vor allem die Reduzierung der bisher noch bestehenden Überdimensionierungen. Pusch und Liesenberg postulieren, dass bereits relative kleine Änderungen in der Graphitbildung das Bauteilverhalten erheblich beeinträchtigen können. [36], [37] Aufgrund dieser Tatsache sind nur geringe Gefügeschwankungen zulässig. Zur Qualitätsprüfung ist daher eine schnelle, zuverlässige und reproduzierbare metallographische Analyse der Graphitbildung erforderlich. Stand der Technik sind subjektive Richtreihenvergleiche auf Basis der Industrienorm DIN EN ISO 945.

Gerber, Stets et al. [38] postulieren, dass die idealisierten Richtreihen dieser Normen nicht die realen Graphitbildungen widerspiegeln und einen breiten Spielraum für subjektive Beurteilungen eröffnen [38]. Somit kommt es bei der Bewertung der Graphitanordnung im Gusseisen mit Lamellengraphit immer wieder zu Differenzen zwischen Gussabnehmern und Gießereien.

Es wurde eine Studie an 120 Gefügebildern, welche von vier unterschiedlichen Labors ausgewertet wurden, durchgeführt.

Das Ergebnis der Studie zeigte inakzeptable Unterschiede in der Bewertung der einzelnen Gefügebilder nach A-, E- und D-Graphit der vier Labors (Bild 19) [38].

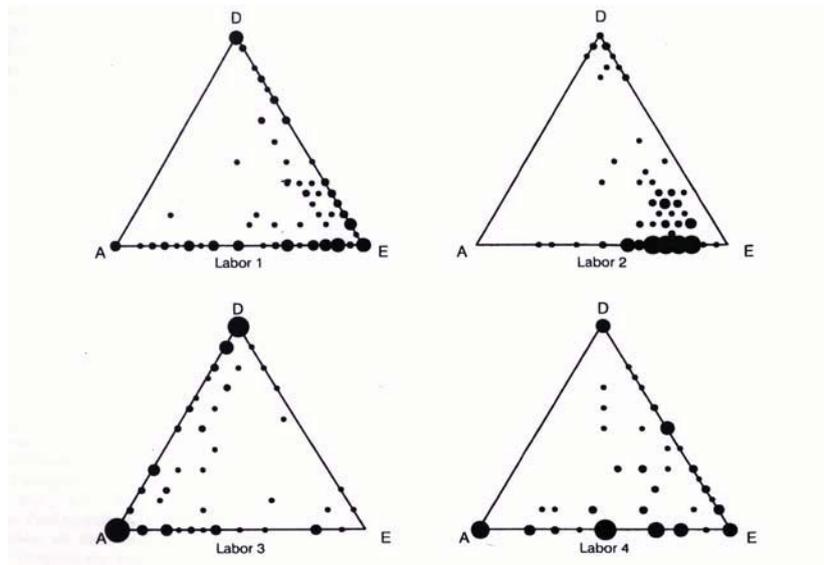


Bild 19: Visuelle Klassifikation von 120 Gefügebildern hinsichtlich A, E und D-Graphit durch vier verschiedene Laboratorien [38]

Eine höhere Reproduzierbarkeit der Gefügeanalyse könnte durch den Einsatz eines Bildanalyse-Systems erreicht werden.

Gerber, Stets und andere stellen eine neue Methode zur reproduzierbaren bildanalytischen Klassifikation von Lamellengraphit vor. [32] Die neue Methode basiert auf dem Anlernen eines bildanalytischen Klassifikators mit einer Datenbank, die sowohl Bilder von GJL als auch subjektive Klassifikationen dieser Bilder (Expertenwissen) enthält. Diese subjektive Klassifikation wird auf der Grundlage einer Industrienorm oder einer firmeninternen Richtlinie vorgenommen. Anschließend kann eine automatische, reproduzierbare Klassifikation von GJL-Proben mit Hilfe des angelernten, das Expertenwissen repräsentierenden Klassifikators entsprechend der Norm DIN EN ISO 945 durchgeführt werden [38].

2.4 Die Normung von Gusseisen mit Lamellengraphit

Die unlegierten Sorten von Gusseisen mit Lamellengraphit sind in der Norm DIN EN 1561 nach ihren mechanischen Kennwerten klassifiziert. Die Werte sind für den getrennt gegossenen Probestab mit einem Durchmesser von 30 mm (entsprechen einer maßgebenden Wandstärke von 15 mm) gültig [32].

Die Spezifizierung der unlegierten Werkstoffsorten nach ihrer chemischen Zusammensetzung wurde sowohl in DIN als auch in EN nicht verfolgt, um den Gießereien die erforderliche Flexibilität zur Herstellung der Sorten zu geben – je nach den eingesetzten Schmelzaggregaten und der Rohstoffbasis [26].

Tafel 2: Normung der unlegierten Gusseisen nach Festigkeitsklassen [32]

Werkstoff-kurzzeichen	Werkstoff-nummer	Zugfestigkeit [N/mm ²]	0,1 % Dehngr. [N/mm ²]	Bruchdehnung [%]
EN-GJL-100	EN-JL 1010	100 bis 200	nicht spezifiziert	nicht spezifiziert
EN-GJL-150	EN-JL 1020	150 bis 250	98 bis 165	0,8 bis 0,3
EN-GJL-200	EN-JL 1030	200 bis 300	130 bis 195	0,8 bis 0,3
EN-GJL-250	EN-JL 1040	250 bis 350	165 bis 228	0,8 bis 0,3
EN-GJL-300	EN-JL 1050	300 bis 400	195 bis 260	0,8 bis 0,3
EN-GJL-350	EN-JL 1060	350 bis 450	228 bis 285	0,8 bis 0,3

Die Wanddickenabhängigkeit der mechanischen Kennwerte ist dabei zu beachten. Werden die Wanddicken größer als sie den Abkühlbedingungen eines Stabes mit einem Durchmesser von 30 mm (Normstab) entsprechen, nehmen die mechanischen Kennwerte entsprechend ab [32].

Härte und Zugfestigkeit sowie Elastizitätsmodul und Gleitmodul einer bestimmten Sorte Gusseisen mit Lamellengraphit stehen in einer angenäherten Beziehung zueinander. Ein Anstieg der Werte einer der Eigenschaften hat meistens einen Anstieg der Werte der anderen Eigenschaft zur Folge. Gleichung 2 zeigt eine empirische Beziehung zwischen der Härte HB und der Zugfestigkeit Rm [32].

$$HB = RH \cdot (A + B \cdot R_m) \quad \text{Gl. 2}$$

Die üblicherweise für die Konstanten A und B verwendeten Werte sind:

$$A = 100$$

$$B = 0,44$$

Der Faktor RH wird als relative Härte bezeichnet. Für diesen Parameter wurden Werte zwischen 0,8 und 1,2 gefunden.

Wegen der Änderung der relativen Härte ist es schwierig, in einer Norm definitive Grenzen sowohl für die Zugfestigkeit als auch für die Härte anzugeben. Im wesentlichen wird der Faktor RH von den Rohstoffen, vom Schmelzverfahren und von der metallurgischen Arbeitsweise beeinflusst, d.h. innerhalb ein und der selben Gießerei können diese Einflüsse und somit RH annähernd konstant gehalten werden [32].

Das Bild 20 liefert Informationen über den zu erwartenden Zusammenhang zwischen der Mindestzugfestigkeit und der maßgebenden Wanddicke [32].

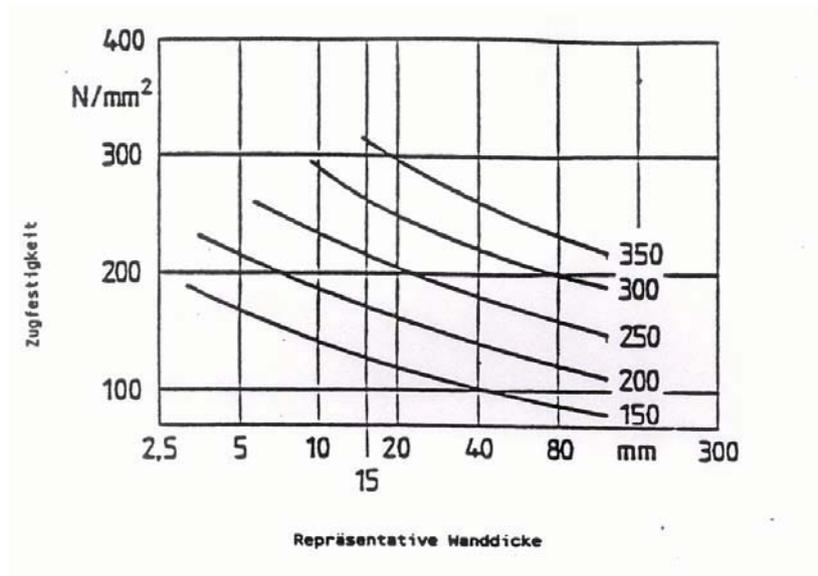


Bild 20: Beispiele für den Zusammenhang zwischen den Mindestwerten der Zugfestigkeit und der maßgebender Wanddicke von Gussteilen einfacher Gestalt [32]

Die Druckfestigkeit ist bei Gusseisen mit Lamellengraphit nicht genormt. Als Anhaltswert kann angenommen werden, dass die Zugfestigkeit ungefähr 24 bis 33% der Druckfestigkeit beträgt [83].

2.5 Die Wirkung der Legierungselemente auf die Guss- bzw. die Gussteileigenschaften bei Gusseisen mit Lamellengraphit

Durch einen Zusatz von Legierungselementen zur Schmelze kann eine technisch eindeutige tragbare Verbesserung bestimmter Eigenschaften, wie Verschleiß, Volumsbeständigkeit, Hitze- und Zunderbeständigkeit, Verhalten gegen Korrosion etc. erzielt werden.

Die niedrig- und hochlegierten Gusseisenwerkstoffe haben eine nicht vernachlässigbare technische Bedeutung. Jedoch in Gegensatz zu den legierten Stahlgussorten sind sie nicht genormt und es gibt keine Definition der legierten Gusseisensorten.

Die bei Stählen übliche Definition der unlegierten, niedrig- und hochlegierten Sorten ist bei Gusseisen nicht anwendbar, da Gehalte bis zu rund 3 % Silizium und 1 % Mangan schon in der Grundzusammensetzung der unlegierten Werkstoffe enthalten sind. Hinzu kommen Schwefel, Phosphor und Stickstoff. Weiterhin können die nominell unlegierten Gusseisen einige Zehntel Prozent an Chrom, Kupfer oder Nickel enthalten, die absichtlich oder unabsichtlich über den Kreislauf und Schrott eingebracht werden [1], [26], [48], [49].

Die Wirkung der Legierungselemente erfolgt im Prinzip nach zwei Mechanismen, die sich jedoch oft überdecken oder gemeinsam wirken:

Die Beeinflussung der Gefügeausbildung, z.B. der Karbidmenge, der eutektischen Kornzahl und hauptsächlich des Perlitanteiles und seiner Feinheit. Ähnlich gelagerte Wirkungen lassen sich durch andere Maßnahmen, wie z.B. Wärmebehandlung, Impfen, Anpassen der Basiszusammensetzung etc. erzielen [26], [27], [49].

Die Legierungselemente bewirken eine Beeinflussung der Eigenschaften der Gefügebestandteile bzw. der Phasen, wie Mischkristallhärtung, Stabilität der Karbide, Warmfestigkeit oder Korrosionsbeständigkeit. Zu diesen Zwecken können die Legierungselemente nicht durch andere Maßnahmen substituiert werden [26], [27], [49].

Die Legierungselemente können in drei Gruppen eingeteilt werden. Die Standardelemente (Kupfer, Nickel, Chrom und Molybdän), die Sonderelemente (Vanadium, Niob und Titan) und die Mikrolegierungselemente (Antimon, Arsen und Wismut) [26].

Bei der Erstarrung ist der wichtigste Einfluss von Legierungselementen ihre karbidbildende oder graphitisierende Wirkung. Chrom, Vanadium und Molybdän (Karbidbildner) erhöhen und Kupfer, Nickel senken die Neigung zur weißen (karbidischen) Erstarrung.

Legierungselemente beeinflussen die Gleichgewichtsverhältnisse im Zustandsdiagramm Fe-C und Fe-C-Si, indem sie die charakteristischen Temperaturen und die Löslichkeitsverhältnisse verschieben. Aus der Tafel 3 sind die Veränderungen der Liquidustemperatur bei Zusatz von unterschiedlichen Legierungselementen ersichtlich [26].

Tafel 3: Veränderung der Liquidustemperatur bei Zugabe von Legierungselementen [26]

Element	Veränderung in Grad	
	bei 1 % gegenüber 0 %	bei je 1 % Zusatz durchschnittlich
Mo	-6,0	-4,8
Mn	-3,4	-3,4
Cr	-0,9	-3,2
Ni	-0,3	-1,2

Die unterschiedlichen Legierungselemente führen zu einer mehr oder weniger ausgeprägten Verschiebung des eutektischen Punktes zu höheren oder niedrigeren Kohlenstoffgehalten. Die Ausprägung dieser Verschiebung ist bei den un- und niedriglegierten Gusseisen recht schwach ausgeprägt und wird bei der Berechnung des Sättigungsgrades oder der thermischen Analyse oft außer Acht gelassen [1], [26].

Die Tafel 4 zeigt die Verschiebung der eutektischen Rinne durch Legierungselemente. [26]

Tafel 4: Verschiebung des eutektischen Punktes durch Legierungselemente [26]

Element	Verschiebung je 1 % Zusatz $\Delta \% C$	Gültigkeitsbereich %
Silicium	-0,31	< 5,5
Phosphor	-0,33	< 3
Schwefel	-0,36	< 0,4
Mangan	+0,027	< 25
Chrom	+0,063	< 9
Molybdän	+0,025	< 2
Vandium	+0,135	< 3,4
Aluminium	-0,25	< 2
Kupfer	-0,074	< 3,8
Nickel	-0,053	< 8

Die Elemente Si, P, S, Al, Cu und Ni verschieben den Sättigungsgrad zu niedrigeren C-Gehalten, hingegen die Elemente Mn, Cr, Mo, V zu höheren Sättigungsgraden [26].

Eine wesentliche Wirkung der Legierungselemente ist ihr Einfluss auf die Neigung zur Erstarrung nach dem stabilen oder metastabilen System, also Grau- bzw. Weißerstarrung oder Schreckneigung. Die Legierungselemente werden in graphitisierende und karbidstabilisierende Elemente eingeteilt. Eine karbidstabilisierende Wirkung bei der Erstarrung hat jedoch nicht unbedingt eine perlitisierende Wirkung bei der Umwandlung und umgekehrt zur Folge. Tafel 5 zeigt einen Vergleich der Schrecktiefen der unterschiedlichen Legierungselemente bei gleichen Versuchsbedingungen. [26]

Tafel 5: Einfluss der Legierungselemente auf die Schreckneigung [26]

Zusatz von 0,10%	Änderung der rein weißen Erstarrung in %	Tiefe der weißen und melierten	Relative Graphititiserungsfaktoren, bezogen auf Silizium = 1
Silizium	-18	-18	1
Kohlenstoff	-6	-7,5	
Phosphor	-7	-4	
Mangan	+6	+6	-0,25
Schwefel	+28	+14	
Nickel	-4,5	-4,5	0,3 bis 0,4
Kupfer	-6,3	n. b.	0,2 bis 0,35
Kobalt	-4,5	-2	
Titan	-8,5	n. b.	
Bor	+60	n. b.	
Chrom	+16	+16	-1
	+16	+14	
Molybdän	+8	+8	-0,35
Vanadium	+20	+20	-2
Zinn	+12,5	n.b	

Die graphitisierenden Elemente bilden keine eigenen Karbide und sind im Zementit fast vollständig unlöslich, vermindern den eutektischen Kohlenstoffgehalt, erhöhen die stabile eutektische Temperatur und senken die metastabile, d.h. mit anderen Worten der Abstand zwischen der stabilen und metastabilen Temperatur wird größer. Durch die größere Temperaturdifferenz zwischen stabiler und metastabiler Erstarrung steht der Graphitbildung bei der eutektischen Erstarrung ein größerer Unterkühlungsspielraum und bei gegebener Abkühlgeschwindigkeit eine längere Zeit zum konkurrenzlosen Wachsen zur Verfügung [1], [26].

Von den meisten Legierungselementen wird berichtet, dass sie die eutektische Kornzahl steigern. Dieser Effekt ist allerdings nicht reproduzierbar und es gibt auch keine schlüssige Erklärung dafür [26]. Ein Ansatz könnte sein, dass die durch die konstitutionelle Unterkühlung hervorgerufene Bugwelle von Legierungselementen, die aus der Schmelze ausgeschieden werden, eine Wachstumsbehinderung des Graphits bewirken.

Die Wirkung der einzelnen Legierungselemente bei Gusseisen mit Lamellengraphit:

Sowohl Nickel als auch Silizium begünstigen im Gusseisen die Graphitbildung, jedoch wirkt Silizium 2,5 bis 3 mal stärker graphitisierend als Nickel. Nickel wirkt austenitstabilisierend und vergrößert das Existenzgebiet des Austenits in Eisen-Kohlenstoff-Diagramm. Mit zunehmendem Nickelgehalt kommt es zu einer Abnahme der kritischen Abkühlgeschwindigkeit, da Nickel die Kohlenstoffdiffusion stark behindert, und damit verbunden zu einer Zunahme der Bauteilhärte.

Weiters erhöht Nickel die Kohlenstofflöslichkeit im Austenit, was zu einem höheren Gehalt an Zementit im Perlit führt und verursacht eine Mischkristallhärtung des Ferrits im Perlit. Dadurch wird sowohl der Perlitgehalt als auch die Härte erhöht [1], [26], [28].

Im ternären System Fe-Cr-C kommt es zu sehr stabilen komplexen Karbiden, denen man in allgemeinen die Formeln $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ und $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ zuschreibt. Bei einer Zugabe von Chrom zu kohlenstoffhaltigen Eisen geht etwa $2/3$ des Chroms in die Karbide und nur etwa $1/3$ in die Grundmasse. Somit muss mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt auch der Chromgehalt stark gesteigert werden. Auf die Umwandlungstemperatur hat Chrom einen nur schwachen Einfluss. Chrom wirkt als Diffusionsbremse und stabilisiert als wesentlichste Wirkung den Zementit. Das im Ferrit gelöste Chrom bewirkt eine Mischkristallhärtung. Weiters wird Perlit begünstigt und vor allem stabilisiert sowie seine Härte erhöht [1], [26], [33].

Im ternären System Fe-C-Mo wird durch Zusatz von Molybdän eine Verringerung der Konzentration des Perlits herbeigeführt, dessen eutektoide Zusammensetzung bei einem Stahl mit 0,86 % C und 8 % Mo bereits bei nur etwa 0,4 % liegt, was freilich bezogen auf Molybdängehalte, wie sie für Gusseisen in Frage kommen, quantitativ nicht von erheblicher Bedeutung ist. Für graues Gusseisen kommen im Allgemeinen Molybdänzusätze zwischen 0,25 % und 1,25 % in Frage. Molybdän erhöht die Umwandlungstemperatur und verschiebt zugleich die Perlitbildung zu tieferen Temperaturen, womit es alleine manchmal ferritisierend wirkt.

Wenn sich jedoch Perlit bildet, wird er stark verfeinert. Die Härbarkeit wird gesteigert und es kann leicht zu einer Bainitbildung kommen. Weiters bewirkt im Ferrit gelöstes Molybdän eine Mischkristallhärtung. Molybdän erhöht auch die Volumsbeständigkeit und vielfach auch die Korrosionsbeständigkeit, Ermüdungsfestigkeit, Warmfestigkeit, Anlaßbeständigkeit (nach vorangegangener Härtung) und vermindert stark die Wanddickenabhängigkeit [1], [26].

Im ternären System Fe-C-Cu ist ein ternäres Eutektikum bei 4,73 % C und 3 % Cu vorhanden. Die Erstarrungstemperatur dieses ternären Eutektikums liegt um 25 °C tiefer als im binären System Eisen – Kohlenstoff. Der Perlitpunkt des Gusseisens wird durch Kupfer erniedrigt um ca. 6 bis 10 °C je 1 % Kupfer. Kupfer behindert stark die Diffusion des Kohlenstoffs in der Matrix und wirkt daher als Perlitbildner. Weiters ist Kupfer im Ferrit und Zementit unlöslich und lagert sich an den Graphitoberflächen an, so dass die Ferritbildung stark behindert wird. Wegen seiner Unlöslichkeit im Ferrit kann es zu einer Ausscheidungshärtung kommen [1], [26].

Zinn hat keinen wesentlichen Einfluss auf die Umwandlungstemperatur und die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs in der Matrix. Es ist keine signifikante Feinung des Perlits feststellbar. Jedoch reichert sich Zinn an der Oberfläche des Graphits an und behindert somit stark die Ferritisierung. Die Wirkung von Zinn bezüglich Ferritisierung ist ca. zehnmal so stark wie von Kupfer. Die Härte des Perlits wird vermutlich durch einen Aushärtungseffekt erhöht, was mit einer Versprödung verbunden ist [1].

Vanadium behindert die Diffusion des Kohlenstoffs, verschiebt die Umwandlungstemperatur zu tieferen Temperaturen und begünstigt die Bildung und Feinung des Perlits. Weiters bewirkt im Ferrit gelöstes Vanadium eine Mischkristallhärtung. Hinzu kommt eine Härtung durch ausgeschiedene feinverteilte Soderkarbide [1], [26].

Da die Stickstoffgehalte der handelsüblichen Gusseisen sind mit 0,001 bis 0,02% sehr gering sind, wird sein Einfluss in der Regel nicht beachtet. Es ist jedoch bekannt, dass auch Elemente, die nur in Form von Spurenelementen im Gusseisen vorkommen seine Eigenschaften erheblich, zum Teil vorteilhaft, verändern können. Stickstoff hat einen signifikanten Einfluss auf das Gefüge von Gusseisen. Er erhöht die Neigung zur Weißerstarung des Gusseisens, d.h. die Schrecktiefe wird erhöht. Weiters erhöht Stickstoff die Stabilität des Perlits, d.h. die Karbidzerfallsglühung wird erschwert. Es wurde beobachtet, dass mit Zunahme des Stickstoffgehaltes die Zahl der eutektischen Zellen stark ansteigt. N. Volianik zeigte, dass es durch Einblasen von Kalkstickstoff mit Hilfe einer Lanze zu einer Erhöhung der eutektischen Zellen von 14 auf 40 pro cm² durch eine Stickstofferhöhung von 0,002 % auf 0,02 % kommt [11]. F. A. Mounfford zeigte, dass eine Erhöhung des Stickstoffgehaltes von 0,006 % auf 0,012 % ebenfalls eine Erhöhung der Anzahl der eutektischen Zellen von 680 auf 1400 Zellen pro Quadratzoll bewirkt [10]. Als Ursache wird die Ausfällung von Nitriden des Aluminiums oder Titans oder auch von Siliziumnitrid betrachtet, welche als heterogene Keime wirken [9], [10], [11].

Der Stickstoffgehalt im Gusseisen hat auch massive Auswirkungen auf die Graphitbildung. Ein zunehmender Stickstoffgehalt führt zu kompakteren (dicker und kürzer) und gerundeten Graphitlamellen. F. Henke zeigte [9], dass es erst bei sehr niedrigen Sättigungsgraden zur Ausbildung von kompakten Graphitlamellen kommt [9]. Die modifizierten Graphitlamellen treten bei umso niedrigeren Gehalten an Stickstoff auf, je dickwandiger die Gussteile sind. Zum Beispiel bei Stahlwerkskokillen wurden sie schon ab 0,007 % Stickstoff im Eisen beobachtet. Weiters wurden die modifizierten Graphitlamellen hauptsächlich in den unteren Gussstückbereichen beobachtet da ein hoher ferrostatischer Druck die Stickstoffausscheidung erschwert [9], [10], [11].

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass Stickstoff im Gusseisen ein sehr wirksames Legierungselement ist. Ein Stickstoffgehalt zwischen 0,006% und 0,014% führt zu einer Erhöhung der Zugfestigkeit, der Härte und der Zähigkeit des Gusseisens mit Lamellengraphit, wobei die Neigung zur Weißeinstrahlung zunimmt.

Da die Löslichkeit des Stickstoffs bei der Erstarrung sprunghaft abnimmt führen Stickstoffgehalte über 0,14% zu Porositäten in den Gussstücken. Stickstoff kann seine Wirkung im Gusseisen nur entfalten, wenn er in gelöster Form in der Schmelze vorliegt, d.h. durch einen Zusatz von 0,1 bis 0,2% Aluminium oder 0,015 bis 0,25% Titan kann er in der Regel neutralisiert werden [9], [10], [11].

Schwefel im Gusseisen ist ein unerwünschtes Begleitelement. Schwefel fördert die karbidische Erstarrung des Gusses und die Ausbildung von harten Stellen in Gussstücken, weiters bewirkt er eine erhöhte Schwindung, Rissneigung und macht zusätzlich das Eisen dickflüssig. Neuere Forschungsergebnisse zeigen, dass der Schwefel zu einer Modifikation der Ausbildung der Graphitlamellen führt. Ein Schwefelgehalt von 0,102% in der Schmelze führt zu einer „Kompaktierung“ der Graphitlamellen, damit verbunden ist eine Erhöhung der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung [1], [4].

2.6 Die Ferritisierung bzw. Perlitisierung des Gusseisens mit Lamellengraphit

Bei der Herstellung von grauen Gusseisenwerkstoffen ist die gezielte Einstellung des Perlit- und Ferritgehaltes ein wesentliches Anliegen. Bei Gusseisen aus Lamellengraphit wird meist aus Festigkeitsgründen und Verschleißbeständigkeit ein hoher Perlitgehalt angestrebt, während bei Gusseisen mit Kugelgraphit die Sorteneiteilung im starken Maße vom Verhältnis Perlit zu Ferrit abhängt.

Die Bildung von entweder Ferrit oder Perlit beruht auf dem Doppeldiagramm (stabil – metastabil) Eisen Kohlenstoff (Bild 8). Der sich abkühlende, an Kohlenstoff gesättigte Austenit kann sich beim Erreichen der eutektoiden Temperatur nach dem stabilen System zu Ferrit und Graphit oder nach dem metastabilen System zu Ferrit und Zementit umgewandelt werden.

Da Ferrit und Graphit der thermodynamisch stabile Gleichgewichtszustand ist folgt, dass Ferrit und Zementit (Perlit) nur entstehen kann, wenn die Graphitbildung durch vor allem kinetische Einflussgrößen unterdrückt wird.

Die Ferritisierung von Gusseisen ist auf dem direkten oder indirekten Wege möglich. Als direkte Ferritisierung bezeichnet man die Umwandlung des Austenits nach Abkühlung unter die eutektoide Temperatur in Ferrit und Graphit. Als indirekte Ferritisierung bezeichnet man, nach Abkühlung unter die eutektoide Temperatur, die Umwandlung von Austenit zunächst in Perlit mit anschließendem Zerfall in Ferrit und Graphit.

Der Zerfall des Zementits kann entweder bei entsprechender Langsamer Abkühlung im Anschluss an die Perlitbildung stattfinden oder während einer besondern Wärmebehandlung bzw. Hochtemperaturbeanspruchung oberhalb 400°C eintreten. Für graue Gusseisen hat die direkte und indirekte Ferritisierung die größte Bedeutung. Der sich hierbei ausscheidende Graphit lagert sich an den bereits vorhandenen eutektischen Graphit an. Die Keimbildung und das Wachsen von separaten Ausscheidungen eutektoiden Graphits ist zwar möglich wird jedoch selten beobachtet, da die Diffusion und die Anlagerung an den bereits vorhandenen eutektischen Graphit energetisch günstiger ist.

Bekannt ist der Einfluss der Graphitbildung auf die Kinetik der Ferritisierung, da diese von der Diffusion des Kohlenstoffs zum eutektischen Graphit abhängt. Je kürzer die Diffusionswege, d.h. je geringer die Abstände zwischen den einzelnen Graphitausscheidungen, desto günstigere Bedingungen herrschen für die Ferritisierung vor. Bei Gusseisen mit Lamellengraphit ist D-Graphit die Graphitform mit dem geringsten mittleren Lamellenabstand, d.h die durch die Feinheit des Graphits begünstigte Ferritisierung führt zu der bekannten Vergesellschaftung von D-Graphit und Ferrit.

Die Maßnahmen zur Unterdrückung dieser meist unerwünschten Ferritbildung bestehen daher in erster Linie in einer Verlangsamung der Erstarrungsgeschwindigkeit, soweit dies bei den gewählten Formstoffen und der Geometrie des Gußstückes überhaupt möglich ist, sowie einer starken Impfung, um anstatt D- oder B-Graphit A-Graphit zu erhalten.

Weiters besteht die Möglichkeit die Schmelze mit perlitbildenden Elementen (z.B. Kupfer, Zinn) zu legieren, welche unter anderen die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffes in der Matrix stark verringern [27].

2.7 Der Elastizitätsmodul von Gusseisen mit Lamellengraphit

Eine der grundlegenden Eigenschaften zur Charakterisierung eines Werkstoffes ist ein Elastizitätsmodul (E-Modul). Die exakte Bestimmung ist erforderlich, wenn sowohl die Steifigkeit als auch die Streckgrenze des vorliegenden Materials bestimmt werden soll.

Bei Gusseisen mit Lamellengraphit ist jedoch die Spannungs-Dehnungs-Kurve bereits bei geringsten Spannungen nicht linear, so dass die Bestimmung des E-Moduls problematisch wird. Die Ursache für dieses nichtlineare Verhalten beruht auf örtliche plastische Verformungen, die bereits weit unterhalb der Streckgrenze des Werkstoffes in Bereichen örtlicher Spannungskonzentration an den Grenzen Grundmasse und Graphit auftritt [12], [1].

Der Elastizitätsmodul ist eine Kenngröße für die Steifigkeit des Werkstoffes. Er hängt vor allem von der Atombindung, der Kristallstruktur und Kristallorientierung, der chemischen Zusammensetzung und dem Gefüge von kompakten Metallen und Legierungen ab. Mit zunehmendem Elastizitätsmodul sinkt die elastische Dehnung bei einer vorgegebenen Spannung, bzw. bei einer vorgegebenen Spannung ist die Formänderung bei einem Werkstoff mit niedrigerem Elastizitätsmodul größer [12].

Das grundsätzliche Verfahren zur Bestimmung des E-Moduls besteht darin, dass die Steigung der Spannungs-Dehnungs-Kurve im linearen Bereich zu Beginn der einachsigen Zugbelastung berechnet wird. Dies ist ein einfaches und direktes Verfahren, das bei Stählen und anderen Legierungen geeignet ist, bei denen die Steigung bis zum Erreichen der Proportionalitätsgrenze konstant bleibt. Bei Gusseisen mit Lamellengraphit liegt jedoch kein linearer Bereich vor, sondern eine gekrümmte Spannungs-Dehnungs-Kurve ohne linearen Bereich.

Die Krümmung der Kurve stellt ein erhebliches Messproblem bei der Bestimmung der Steigung dar, anhand derer die Steifigkeit oder der E-Modul des Werkstoffs sowie seine Streckgrenze festgelegt werden sollen [12], [75].

Bei vorliegen einer nicht linearen Spannungs-Dehnungs-Kurve sind drei mögliche Verfahren zur E-Modulbestimmung möglich. Es sind der E-Modul im Ursprung (E_0), der Tangenten-Modul (E_{tan}) und der Sekantenmodul (E_{sek}) bekannt (Bild 21).

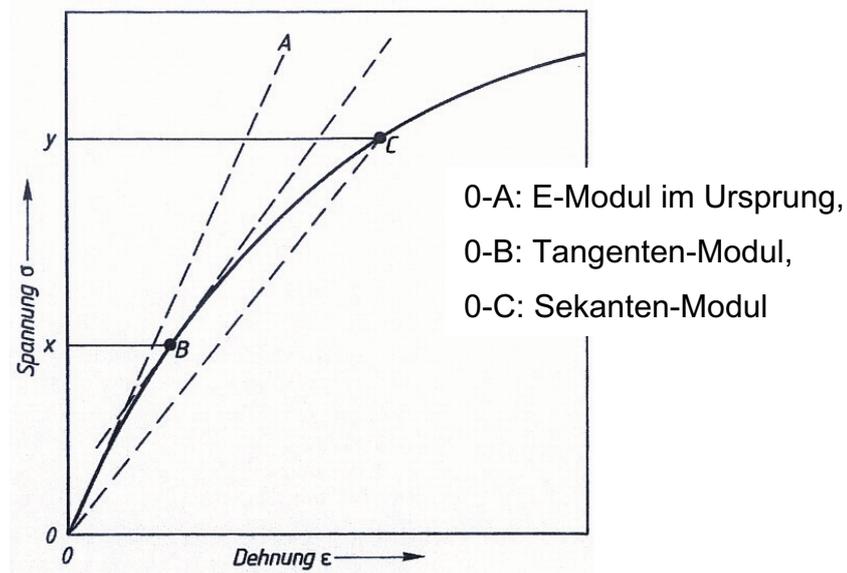


Bild 21: Nichtlineare Spannungs-Dehnungs-Kurve, E-Modul im Ursprung, Tangentenmodul, Sekantenmodul [12]

Der E-Modul im Ursprung E_0 ist die Steigung der Kurve 0-A durch den Anfangspunkt der Spannungs-Dehnungs-Kurve, das heißt bei Dehnung und Spannung Null.

Der Tangentenmodul bei der Spannung x entspricht der Steigung der Kurve im Punkt B. Der Sekantenmodul bei der Spannung y ergibt sich aus der Steigung der Geraden O-C. Der Tangentenmodul hängt von der Spannung ab bei welcher ermittelt wird, da die an die Kurve gelegte Tangente ihre Steigung in Abhängigkeit von der angelegten Spannung stetig verändert [12], [59].

Grundig und Collaud postulierten [67], [68], dass der Elastizitätsmodul (E_0) von Gusseisen mit Lamellengraphit unabhängig von der Graphitform ist und nur von der Graphitmenge (c_G) abhängig ist. Es wurden Proben mit verschiedenen Durchmesser (7, 5, 30, 60 und 90 mm) und unterschiedlichem Graphitanteil gegossen. Die unterschiedlichen Graphitausbildungen wurden über die Abkühlgeschwindigkeit, welche durch den Probendurchmesser vorgegeben ist, eingestellt. Bild 22 zeigt, dass der Elastizitätsmodul im Ursprung (E_0) unabhängig von dem Probendurchmesser und damit verbunden von der Graphitausbildung ist.

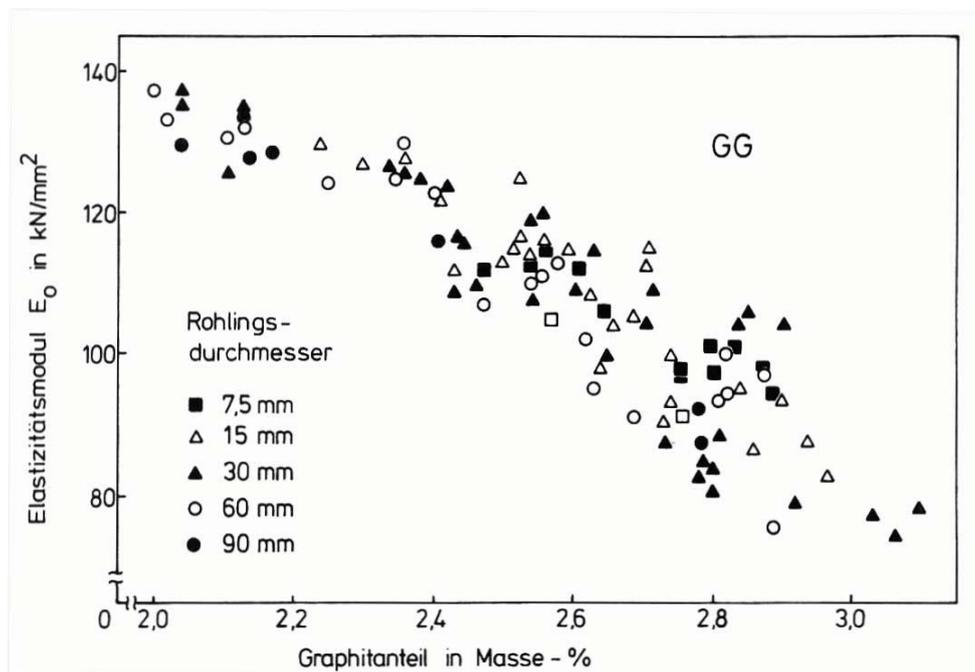


Bild 22: Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls im Ursprung (E_0) von Gusseisen mit Lamellengraphit bei verschiedenen Rohlingsdurchmessern [68]

Ein Auftragen der Elastizitätsmodule über den Graphitgehalt zeigt, dass in Teilbereichen jeweils ein linearer Zusammenhang besteht (Bild 23).

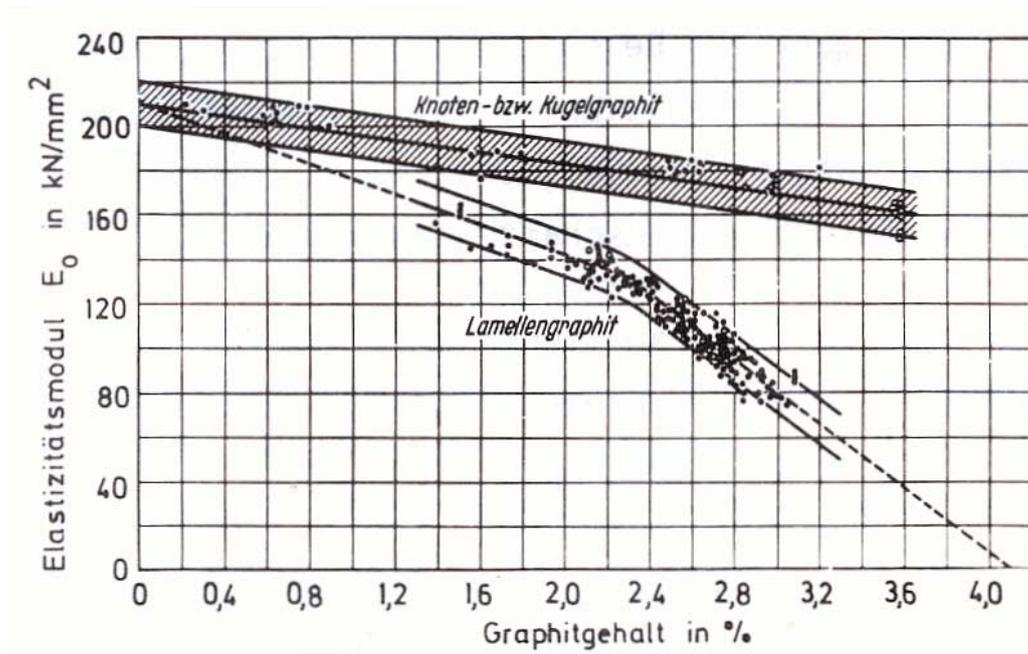


Bild 23: Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls im Ursprung (E_0) von Gusseisen mit Lamellen-, Knoten- bzw. Kugelgraphit vom Graphitgehalt c_G [67].

Der Zusammenhang zwischen Graphitgehalt c_G (Masseprozent) und Elastizitätsmodul im Ursprung (E_0) kann bis $c_G \leq 2,3$ % mit der Gleichung 3 und für $c_G \geq 2,3$ % mit der Gleichung 4 beschrieben werden.

$$E_0 = (210 - 34 \cdot c_G) \quad [\text{kN/mm}^2], \text{ gültig für } c_G \leq 2,3 \text{ \%} \quad \text{Gl. 3}$$

$$E_0 = (132 - 73 \cdot (c_G - 2,3)) \quad [\text{kN/mm}^2], \text{ gültig für } c_G \geq 2,3 \text{ \%} \quad \text{Gl. 4}$$

Pohl ermittelte mit dynamischen Methoden den Elastizitätsmodul im Ursprung (E_0) von Gusseisen mit Lamellen- und Kugelgraphit [69]. Eine Auftragung des E_0 -Moduls über der Dichte zeigt, dass bei Gusseisen mit Lamellen- und Kugelgraphit jeweils lineare Zusammenhänge vorhanden sind. Die Ausgleichsgeraden durch die jeweiligen Messpunkte schneiden sich in einem Punkt, der die Dichte und den Elastizitätsmodul von Stahl angibt (Bild 24).

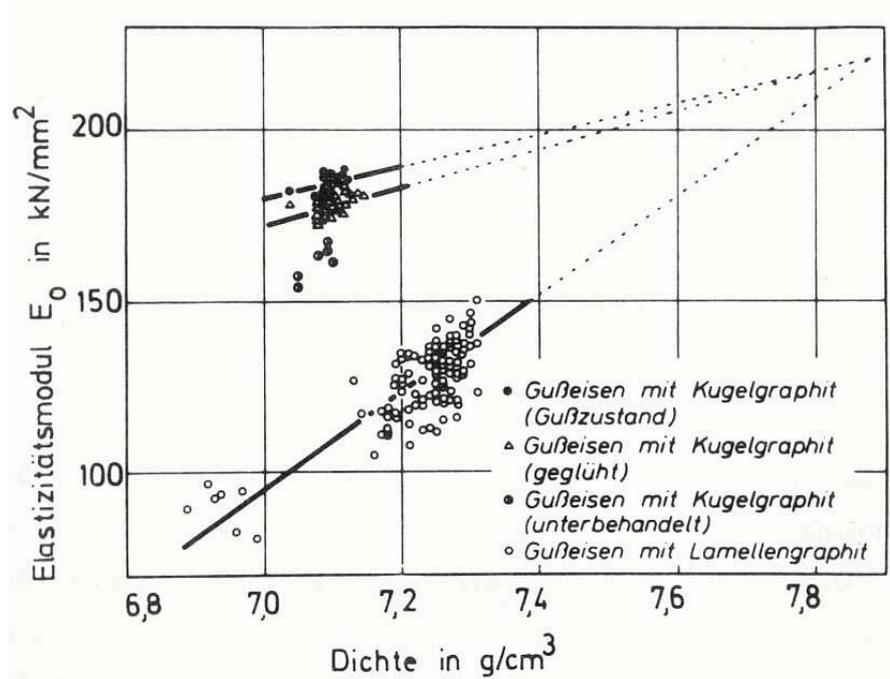


Bild 24: Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls im Ursprung (E_0) von Eisengusswerkstoffen von ihrer Dichte [69].

A. Collaud und J. C. Thieme [17] untersuchten den Einfluss einer ferritisierenden Glühung auf den E_0 -Modul bei Gusseisen mit Lamellengraphit. Eine ferritisierende Glühung der Proben führte zu einer Verringerung der Zugfestigkeit um ca. 40%, der E_0 -Modul verringerte sich jedoch nur um ungefähr 5 % (Bild 25), [17].

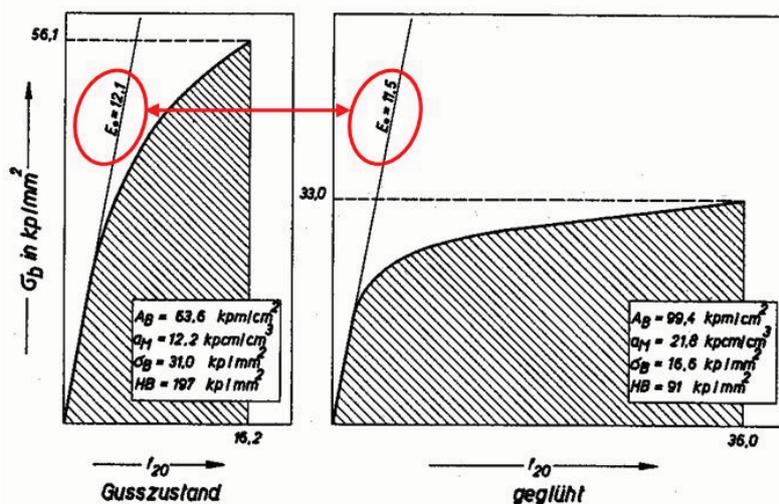


Bild 25: Der Einfluss einer ferritisierenden Glühung auf die mechanischen Eigenschaften bei Gusseisen mit Lamellengraphit [17]

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass der E_0 -Modul im Ausgangszustand des Werkstoffs in erster Linie durch die elastischen Eigenschaften der Matrix, Formeinfluss, Volumenanteil und Größe des Graphits bestimmt wird. Der Matrixeinfluss ist analog zu Stahlguss erfassbar, wird aber in seiner Wirkung vom Graphit übertroffen. Steigt der Volumenanteil des Graphits wird der E_0 – Modul kleiner [71].

Im Folgenden wird die Veränderung des E_0 – Moduls bei schwingender Belastung untersucht.

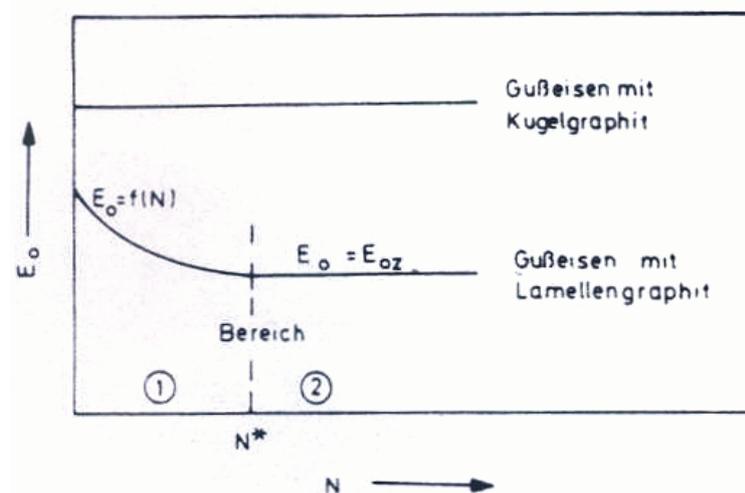


Bild 26: Quantitative Darstellung der Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls im Ursprung (E_0) von der Zahl der Lastwechsel (N) für Gusseisen mit Kugel- und Lamellengraphit [71]

Der Abfall des E_0 – Moduls in lamellarem Gusseisen im Zug/Schwellbereich (Bereich 1 in Bild 26) kann auf die Bildung von Rissen in den Graphitlamellen zurückgeführt werden, da die Bindungsfestigkeit der Basisebenen des Graphits sehr klein ist. Im Ausgangszustand des Werkstoffes sind nur einzelne Graphitblätter gespalten, in den ersten Lastzyklen entstehen jedoch bereits viele Risse. Bevorzugt entstehen Risse an den Lamellen, welche senkrecht zur einwirkenden Spannung liegen. Das elastische Aufbiegen der Lamellen geht mit steigender Belastung in eine Volumenvergrößerung der Graphitlamellen über. Die Mikrorisslänge ist gleich der Lamellenlänge.

Nach den ersten Lastzyklen überwiegen das Aufbiegen der Lamellen, die Volumsvergrößerung und die Rissausbreitung. Kennzeichnend ist die zunehmende Verfestigung in den Zonen der gebildeten Mikrorisse. Die Rissausbreitung verläuft durch Ermüdung, d. h. ein weiterer merklicher Abfall von E_0 sollte erst bei großem Rissfortschritt, beispielsweise kurz bevor der Bruch der Probe eintritt, vonstatten gehen [71].

Löhe und Vöhringer [70] zeigen die Temperatur- und Verformungsabhängigkeit des Sekantenmoduls E_S . Bild 27 zeigt beispielhaft an einem GJL 300 die Temperatur- und Spannungsabhängigkeit des Sekantenmoduls.

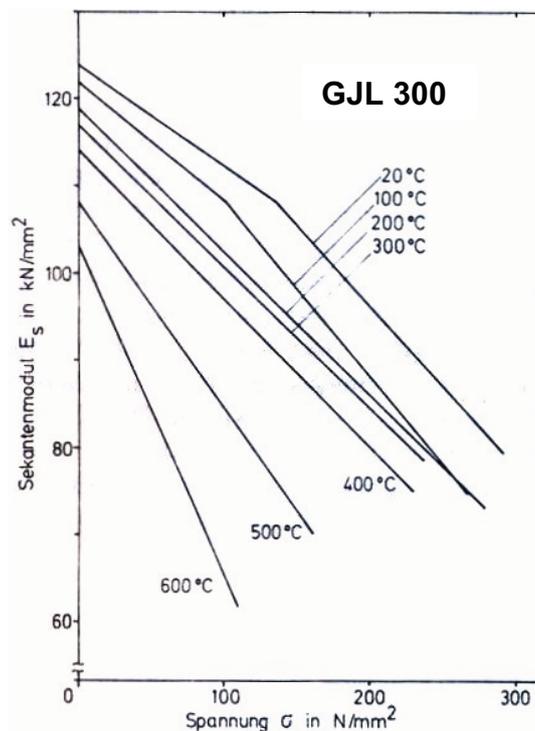


Bild 27: Spannungs- und Temperaturabhängigkeit des Sekantenmoduls [70]

Der untersuchte Werkstoff zeigt bei Temperaturen über 100°C über den gesamten untersuchten Spannungsbereich einen linearen Zusammenhang zwischen Sekantenmodul und Spannung. Unterhalb von 100°C lassen sich die Messwerte durch zwei Ausgleichsgeraden unterschiedlicher Steigung approximieren.

Weiters zeigten Löhe und Vöhringer [70] den Zusammenhang zwischen Sekantenmodul und bleibender Dehnung bei Gusseisen mit Lamellengraphit (Bild 28). Oberhalb bestimmter Grenzdehnungen besteht die Möglichkeit der Linearisierung des Zusammenhangs zwischen bleibender Dehnung und Sekantenmodul. Unterhalb dieser Grenzdehnungen liegen im Gegensatz zu Gusseisen mit Kugelgraphit keine linearen Beziehungen zwischen bleibender Dehnung und Sekantenmodul vor [70].

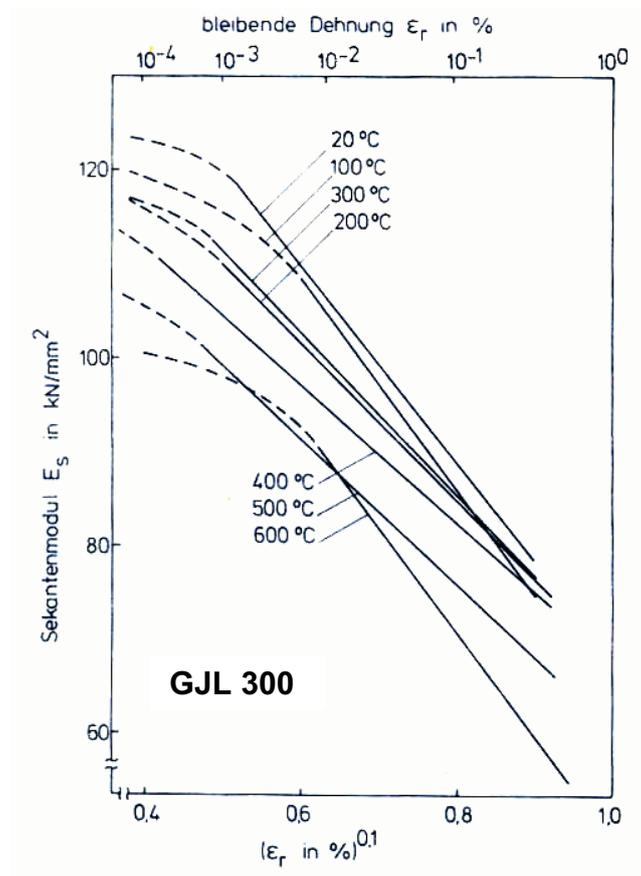


Bild 28: Dehnungs- und Temperaturabhängigkeit des Sekantenmoduls [70]

2.8 Betriebsnomogramm für Grauguss

Aufgrund vorhandener Probleme bei der Treffsicherheit von Graugussstücken entwickelten Wilhelm Patterson und Reinhard Döpp anfang der 60er Jahre des vergangenen Jahrhunderts ein Betriebsnomogramm für Grauguss [65].

Ende der 70er Jahre des vorigen Jahrhunderts verbesserte Reinhard Döpp das Betriebsnomogramm für Grauguss durch Eintragen der Werkstoffsorten nach DIN 1561 [32] in das Diagramm [66].

Für ein gegebenes Gussstück und eine bestimmte geforderte Eigenschaft, z.B. Zugfestigkeit, kann die zu bestellende Werkstoffsorte nach DIN 1561 [32] abgelesen werden. Die übrigen mechanischen Eigenschaften (Härte und Elastizitätsmodul im Ursprung) können als Kombination mit der Zugfestigkeit sowie den Sättigungsgrad als Maß für die chemische Zusammensetzung unmittelbar abgelesen werden. Das Betriebsnomogramm für Grauguss berücksichtigt ferner, dass bei gleicher Werkstoffsorte mit steigender Abkühlgeschwindigkeit mit zunehmender Festigkeit der Werkstoffsorte das Verhältnis Zugfestigkeit / Härte steigt. Proportional zu diesem Quotient steigt der Elastizitätsmodul im Ursprung (Bild 29).

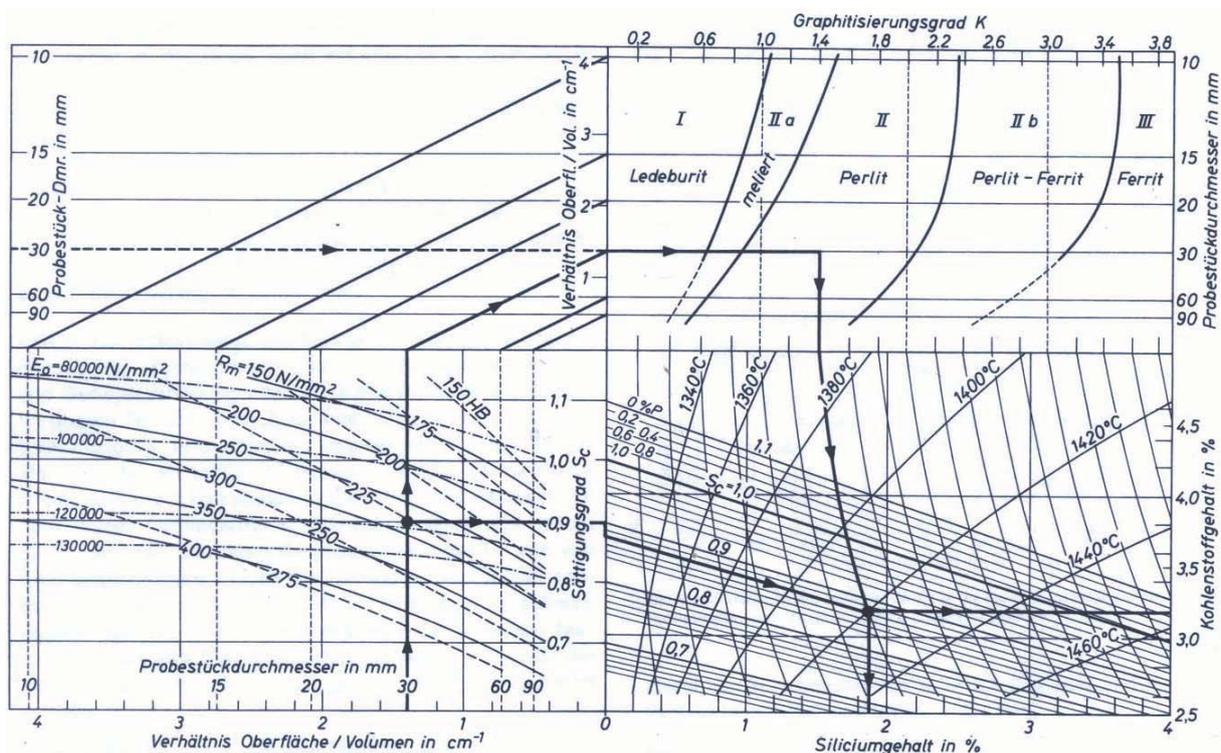


Bild 29: Betriebsnomogramm für Grauguss [66]

Das Betriebsnomogramm für Gusseisen mit Lamellengraphit ist aus vier Teilschaubildern aufgebaut. Der Sättigungsgrad wird aus Teilbild 1 je nach gewünschten mechanischen Eigenschaften für den vorhandenen Modul des Gussstückes entnommen. Die Graphitisierungsneigung ist aus dem Teilbild 3 zu entnehmen. Die in Teilbild 4 eingetragenen Gleichgewichtsisothermen der Kieselsäurereduktion geben Auskunft über das Abbrandverhalten der Schmelze in sauer zugestellten Öfen.

Das Gefügeschaubild zeigt die Beziehung zwischen chemischer Zusammensetzung, Abkühlbedingungen und Gefügeausbildung (Bild 30).

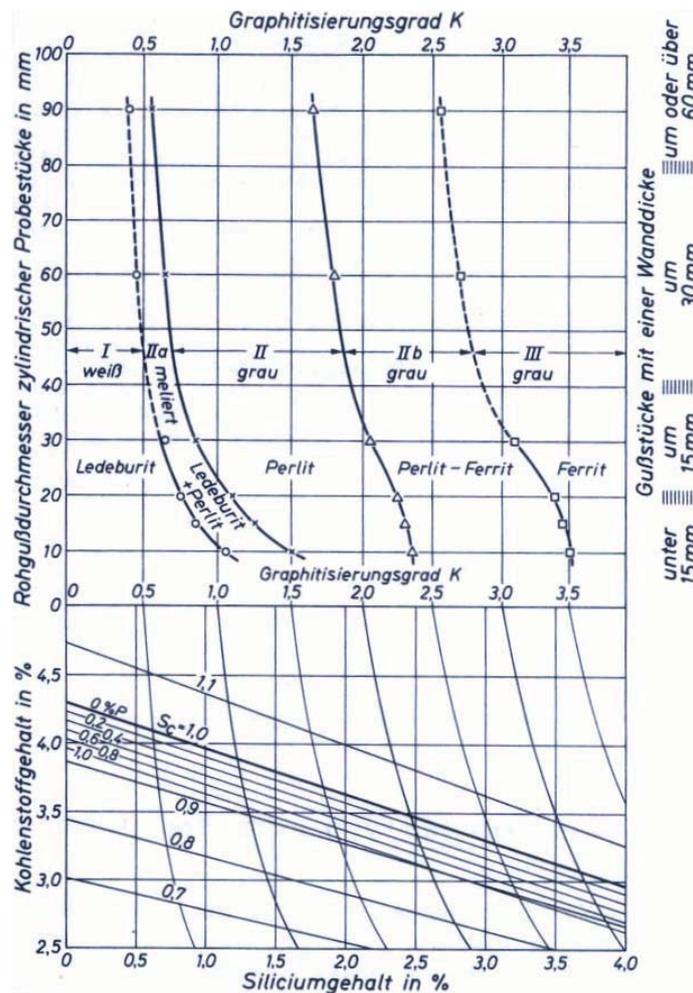


Bild 30: Normalbeziehung zwischen chemischer Zusammensetzung, Abkühlbedingungen und der Gefügeausbildung [66]

Auf Basis der bereits vielfach untersuchten grundsätzlichen Zusammenhänge zwischen Gefügeausbildung und Eigenschaften des Gussstücks mit Lamellengraphit und deren Wanddickenabhängigkeit [65], [66] wurden von Bauer und Nechtelberger „Untersuchungen zur Wanddickenabhängigkeit der Stückfestigkeit von unlegiertem Gusseisen“ durchgeführt [72].

Es wurden systematische Untersuchungen zur Stückfestigkeitsbestimmung dünnwandiger Graugussteile durchgeführt. Bei gegebener Graphitmenge verhält sich die Zugfestigkeit des Graugusses bekanntlich umgekehrt proportional zur räumlichen Ausdehnung der die Eisenmatrix schwächenden, in sich zusammenhängende Graphitlamellensekelette, welche der eutektischen Korngröße entspricht. Die Zugfestigkeit nimmt daher mit abnehmender Erstarrungsdauer zu.

Im Gussstück selbst können daher über den Wandquerschnitt, entsprechend den auftretenden Unterschieden in der Erstarrungsdauer, Gefügeausbildungs- und damit Festigkeitsunterschiede zwischen Rand und Mitte auftreten. Bild 31 zeigt z.B. die Graphitbildung innerhalb und außerhalb einer Zugprobe aus einer 15 mm dicken Platte aus eutektischen Grauguss.

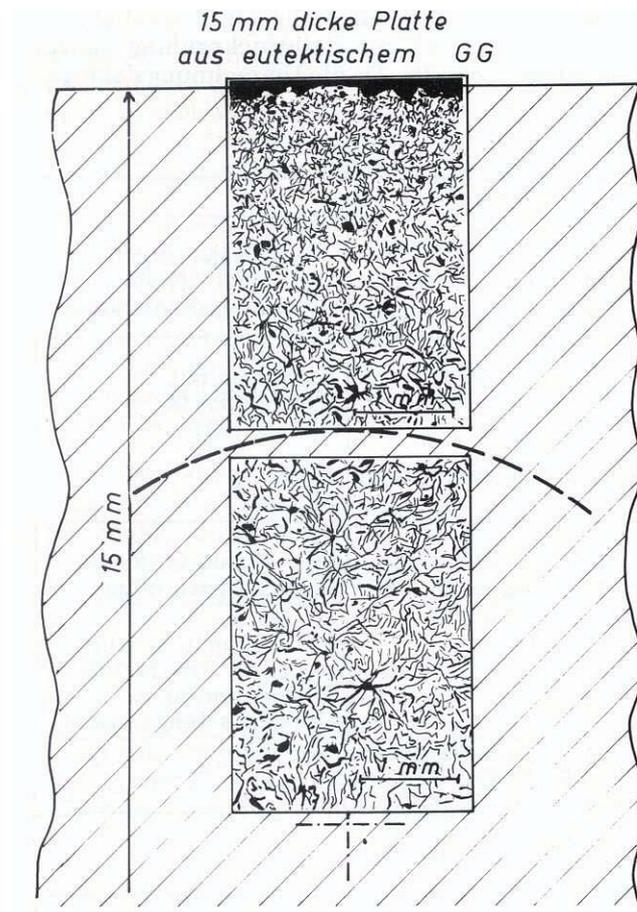


Bild 31: Abkühlkurven bei stabiler (TEG) und metastabiler (TEC) Erstarrung einer eutektischen Eisen-Gusslegierung [63].

Der Graphit im Zugprobenquerschnitt ist um ungefähr eine Größenordnung gröber ausgeprägt als im nicht von der Zugprobe erfassten Randgefüge [72], [74].

Es wurden Zugfestigkeitsmesswerte von 5 bis 15 mm dicken Platten aus den Sorten GJL 150 bis GJL 250 mit den ganzen Querschnitt erfassenden Flachzugproben und runden Miniaturzugproben aus der Plattenmitte ermittelt und verglichen (Bild 32).

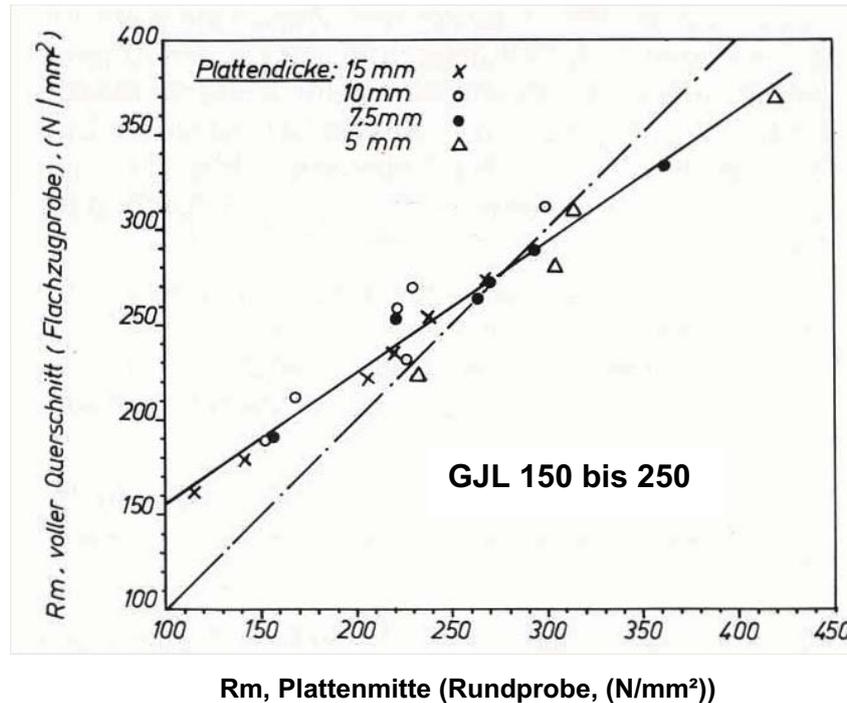


Bild 32: Zugfestigkeit des ganzen Wandquerschnitts (Flachzugprobe) im Vergleich zur Plattenmitte (Rundzugprobe) [72]

Bei niedrigem Festigkeitsniveau, d.h. bei höherer Graphitmenge und größerer Graphitgröße, liegt die Festigkeit in Plattenmitte deutlich unter der des ganzen Querschnitts. Hingegen bei hohen Festigkeitsniveaus, d. h. stark untereutektische Zusammensetzung kommt es zu einer Umkehr der Festigkeitsverhältnisse zwischen Plattenmitte und Plattenrand. Die Ursache dafür ist der bei hohen Festigkeiten in der Randzone vorkommende Unterkühlungsgraphit welcher mit Ferrit vergesellschaftet ist. Im Mittelbereich ergeben die Prüfungen mit Flachzugproben und Rundproben ungefähr das gleiche Ergebnis [72], [74].

Die Auswirkung des Keim- und Impfzustandes auf die Stückfestigkeit ist in Bild 33 dargestellt.

Die Wanddickenabhängigkeit der Stückfestigkeit ist für den eingengten Zusammensetzungsbereich hinsichtlich des Sättigungsgrades von 0,92 bis 0,94 dargestellt.

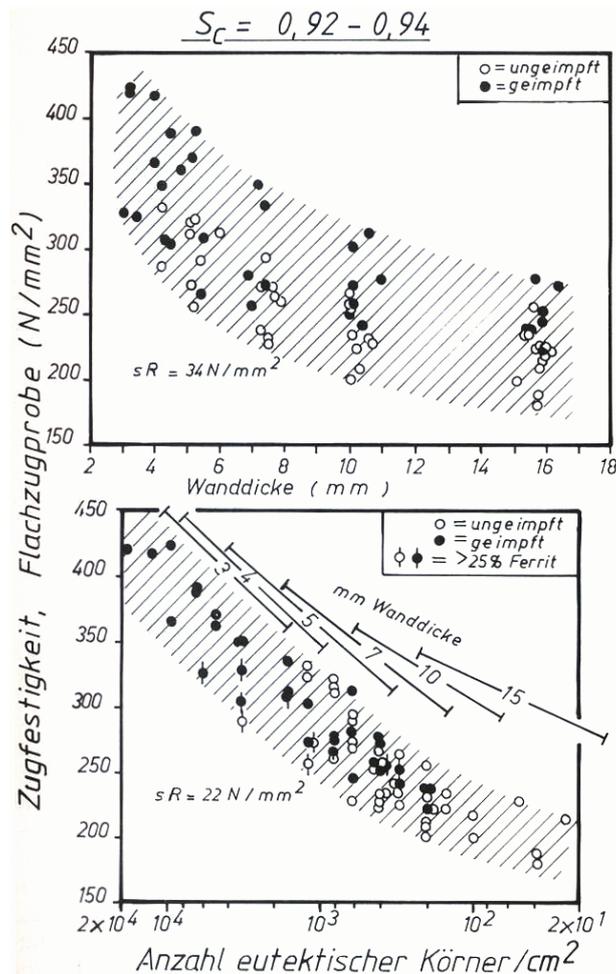


Bild 33: Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Wanddicke (oberes Teilbild) und Zugfestigkeit in Abhängigkeit der eutektischen Kornzahl (unteres Teilbild) [72]

Das obere Teilbild zeigt, dass bei praktisch konstanter chemischer Zusammensetzung die Stückfestigkeitswerte in einem Bereich von rund 100 N/mm², also über zwei Sorten, streuen. Im unteren Teilbild wurde die Wanddicke durch die eutektische Kornzahl (Körner/cm²) ersetzt.

Durch diese Maßnahme wurde die Streuung fast halbiert, weil durch den Gefügeparameter „eutektische Kornzahl“ sowohl der Einfluss der Wanddicke als auch des Keim- und Impfzustandes auf die räumliche Ausdehnung der Graphitlamellen beschrieben wird [72], [74].

Die oben vorgestellten Teilergebnisse wurden zu einem erweiterten Eigenschaftsnomogramm für Grauguss zusammengefasst (Bild 34).

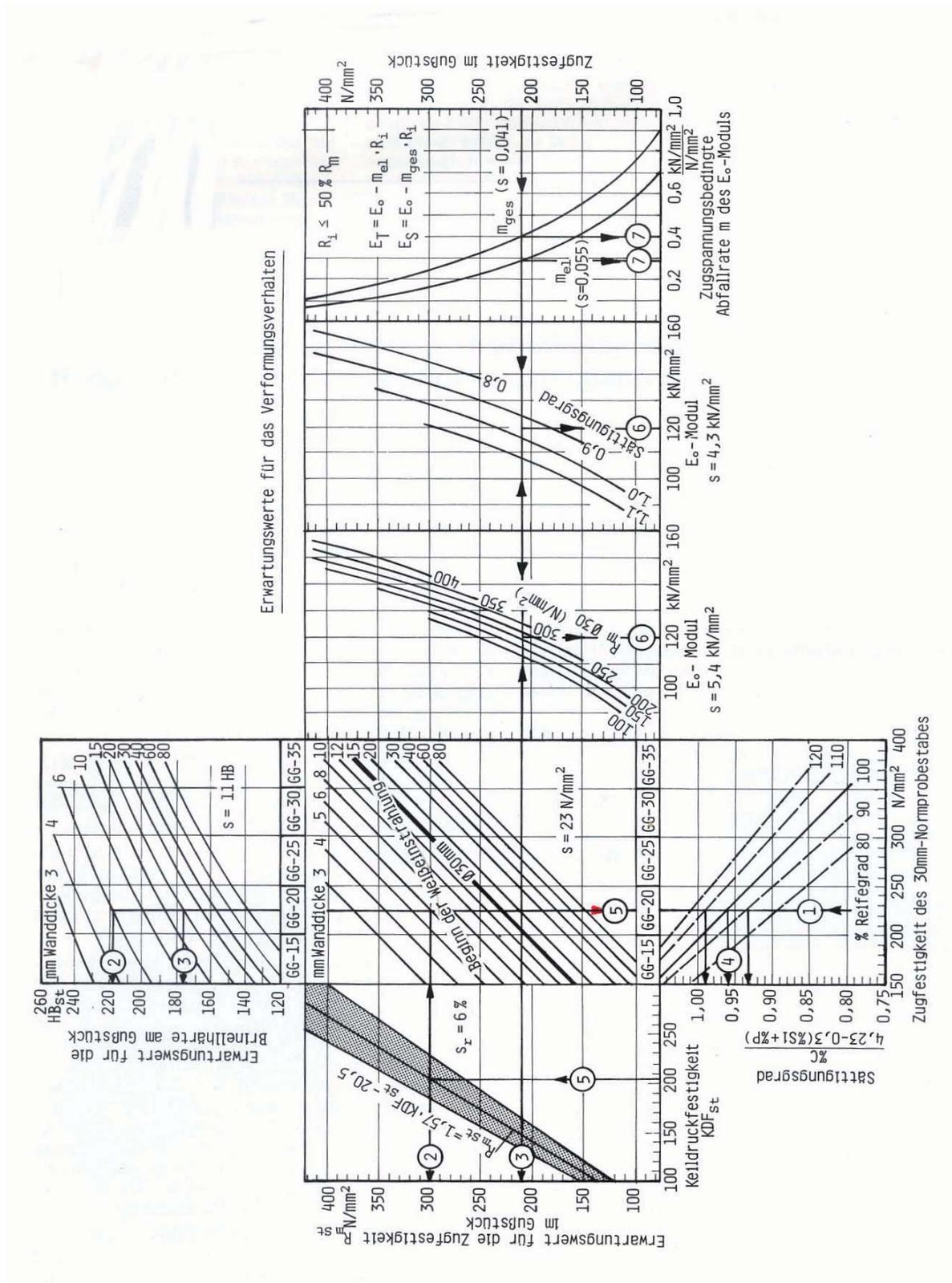


Bild 34: Nomogramm für Erwartungswerte der mechanischen Eigenschaften von Gussteilen mit 3 bis 75 mm Wanddicke aus unlegiertem Gusseisen mit Lamellengraphit [73]

Der mittlere Teil des Eigenschaftsnomogramms enthält die Informationen der üblichen Graugussdiagramme, nämlich die durchschnittlichen Erwartungswerte für die Zugfestigkeit und Härte im Gussstück je nach Sorte und Wanddicke. Ausgedrückt durch den Sättigungsgrad gibt der untere Bildteil den Zusammenhang zwischen Sorte und Graphitmenge wieder. Im linken Bildteil ist für die Beurteilung realer Gussstücke der Zusammenhang zwischen Keildruckfestigkeit (KDF) und Zugfestigkeit (R_m) dargestellt. Aus der am Gussstück gemessenen Keildruckfestigkeit kann die vorliegende „Stückfestigkeit“ und unter Berücksichtigung der Wanddicke auch die Sorte abgeschätzt werden in welcher das Gussstück vorliegt. Im rechten Teilbild sind die Erwartungswerte für das Verformungsverhalten in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit im Gussstück und der Gusseisensorte wiedergegeben. Das Verformungsverhalten wird durch den E_0 Modul für den unbelasteten Zustand und bei gegebener Belastung durch den Sekantenmodul E_S für die Gesamtverformung bzw. mit den Tangentenmodul E_T für die elastische Dehnung dargestellt [73].

2.9 Gusseisen mit erhöhter Zähigkeit

Die qualitative Entwicklung des Gusseisens ist in den letzten Jahrzehnten vornehmlich auf das Erzielen ständig steigender Werte für die Zugfestigkeit ausgerichtet gewesen. Diese Entwicklung hat ihren Niederschlag in den Normen der Industrieländer gefunden, in denen das Gusseisen mit Lamellengraphit heute allein nach der Zugfestigkeit genormt wird [17].

Bei der Herstellung von zähen Gusseisen mit Lamellengraphit können grundsätzlich zwei Wege bestritten werden. Eine Möglichkeit geht über den Weg der Verwendung von sehr reinen Einsätzen und einer Schmelztechnologie die eine Aufnahme von Verunreinigungen weitestgehend ausschließt.

Ein niedriger Gehalt an Phosphor, Schwefel, Mangan und Silizium, aber auch eine weitestgehende Abwesenheit von Spurenelementen, vorzüglich dann wenn sie starke Gitterverzerrungen erwarten lassen oder karbidstabilisierender Natur sind, ist gefordert.

Durch die ungewöhnlich niedrigen Gehalte an Mangan und anderen karbidstabilisierenden Elementen wird die Graphitisierungsneigung gegenüber „normalen Gusseisen“ deutlich erhöht, dass bei zähen Gusseisen mit vergleichsweise niedrigen Siliziumgehalten gearbeitet werden kann. So zeigen Versuchsergebnisse, dass es möglich ist, Probestäbe mit einem Durchmesser von 30 mm mit einem Kohlenstoffgehalt von 3,0 bis 3,2% zu gießen, die nur einen Siliziumgehalt von 0,3 bis 0,5% benötigen um vollkommen grau zu erstarren. Diese Tatsache ist von besonderer Bedeutung da gerade Silizium zu einer starken Verspannung des Kristallgitters und damit verbunden zu einer Werkstoffversprödung führt. Sollte es für die spätere Beanspruchung erforderlich sein besteht auch die Möglichkeit des Legierens von „zähen Gusseisen“. Als Legierungselemente können jedoch nur solche in betracht gezogen werden, welche eine Gitterverzerrung so weit als möglich ausschließen und sich nicht karbidstabilisierend auswirken. Zwei mögliche Legierungselemente sind Nickel und Molybdän. Die Wirkung des Nickels als graphitbildendes Element kann man sich zunutze machen, indem man das zur Grauerstarrung erforderliche Silizium teilweise bis vollständig durch Nickel mit seinem den Eisen sehr ähnlichen Atomdurchmesser substituiert. A. Collaud und J.C. Thieme sagen, dass bei derartigen Schmelzen sehr gute Zähigkeitseigenschaften erreicht werden konnten, welche auf das Fehlen der durch Silizium hervorgerufenen Versprödung des α -Eisens zurückzuführen sind [17]. Molybdän hat andererseits den Vorteil, dass es sehr wirkungsintensiv ist, d.h. man kann schon mit geringen Zusätzen große Effekte erzielen. Weiters beeinträchtigt Molybdän die Graphitbildung nur geringfügig [17], [18].

Die Bruchdehnung liegt beim „zähen Gusseisen“ deutlich über der Bruchdehnung von herkömmlichen Gusseisen mit Lamellengraphit.

A. Collaud und J. C. Thieme veröffentlichten Bruchdehnungswerte von 2,4 % bei einem Werkstoff mit 3,05 % und einer Zugfestigkeit von 350 N/mm² [17].

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die mechanischen Eigenschaften des „zähen“ Gusseisens mit Lamellengraphit sich erheblich von denen des „normalen“ Gusseisens unterscheiden. Bei gleicher Zugfestigkeit liegt die Härte niedriger.

Bei gleicher Zugfestigkeit liegen im Gusszustand die doppelten bis dreifachen Werte und nach einer Glühung bis zu zehnfache Werte für Brucharbeit und Schlagmodul bei „zähen“ Gusseisen im Vergleich zu „normalen“ Gusseisen vor. Im Zugversuch werden im Gusszustand Bruchdehnungswerte bis 2,4 % und nach einer ferritisierenden Glühung Werte bis 5,4 % gemessen. Auch die Wärmeleitfähigkeit des „zähen“ Gusseisens zeigt ungewöhnlich hohe Werte, die sich auf den geringeren Anteil an Fremdatomen und die Sauberkeit der metallischen Grundmasse zurückführen lassen und für wärmebeanspruchte Teile von großer Bedeutung sind [17], [18].

2.10 Der Einfluss von Cer und Lanthan auf das Gusseisen mit Lamellengraphit

Die Literatur zeigt, dass die Einflüsse von Lanthan und Cer bei unterschiedlichen Schwellwerten auf das graue Gusseisen ähnlich sind [3].

Ein Lanthangehalt von 0,041 – 0,046 % führt zu einer Änderung der Graphitmorphologie von Gusseisen mit Lamellengraphit zu Gusseisen mit kompaktem Graphit. Lanthan hat im Bezug auf Graphitisierung des Gusseisens eine ambivalente Wirkung. Lanthan bis zu 0,04 % wirkt graphitisierend, hingegen bei einer weiteren Erhöhung des Lanthangehaltes auf 0,075 – 0,11 % kommt es zu einer massiven Karbidbildung in der Matrix. Mit dieser Karbidbildung verbunden ist eine Änderung in der vorliegenden Graphitmorphologie von lamellenförmig zu kompakt und eine Zunahme des Perlitanteiles in der Matrix [3].

Bei einem Cer – Gehalt von 0,016 – 0,031 % kommt es zu einer Änderung der Graphitmorphologie von lamellenförmig zu kompakt. Cer hat im Gegensatz zu Lanthan keine graphitisierende Wirkung auf das Eisen. Ab 0,083 % Cer kann eine signifikante Erhöhung des Karbidanteiles beobachtet werden. Ab ungefähr 0,22 % Cer erstarrt das Eisen vollständig karbidisch [3].

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die Änderung der Graphitbildung von lamellar zu kompakt im Vergleich zu Cer bei niedrigeren Gehalten Lanthan auftritt.

Lanthan hat im Bezug auf die Graphitisierung des Eisens eine ambivalente Wirkung. Cer hingegen zeigt keine graphitisierende Wirkung. Bei höheren Cer- und Lanthangehalten ist die Karbidbildungsneigung bei Lanthan größer als bei Cer [3].

2.11 Die Wirkung von Schwefel auf die Graphitmorphologie und die Zugfestigkeit bei Gusseisen mit Lamellengraphit

Hideo Nakae und Hochul Shin zeigten den Einfluss von Schwefel auf Graphitmorphologie und die Zugfestigkeit bei Gusseisen mit Lamellengraphit [4].

Es wurden Schwefelanteile im Gusseisen von 0,008 bis 0,102 % untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass die Graphitmorphologien stark vom Schwefelanteil beeinflusst werden. Eine Erhöhung des Schwefelgehaltes führt zu einer signifikanten Erhöhung der Zugfestigkeit verbunden mit einer „Kompaktierung“ des Graphits. Bei einem vorliegenden Schwefelgehalt in der Schmelze von 0,102 % ist die vorliegende Graphitbildung „dick und kompakt“. Um den Einfluss der Matrix auf die Zugfestigkeit auszuschalten und nur den Einfluss des Schwefels zu beurteilen wurden die Proben ferritisch gegläht. Die untersuchten Schwefelgehalte betragen: S 01: 0,008 % S; S 04: 0,038 % S; S 07: 0,073 % S; S 10: 0,102 % S. Bild 35 zeigt den Einfluss unterschiedlicher Schwefelgehalte und damit verbunden unterschiedlicher Graphitbildungen auf die Spannungs-Dehnungs-Kurve bei ferritischer Matrix. Ein zunehmender Schwefelgehalt bewirkt aufgrund einer Graphitmorphologieänderung eine deutliche Steigerung, bis hin zur Verdoppelung, der Zugfestigkeit (Bild 35).

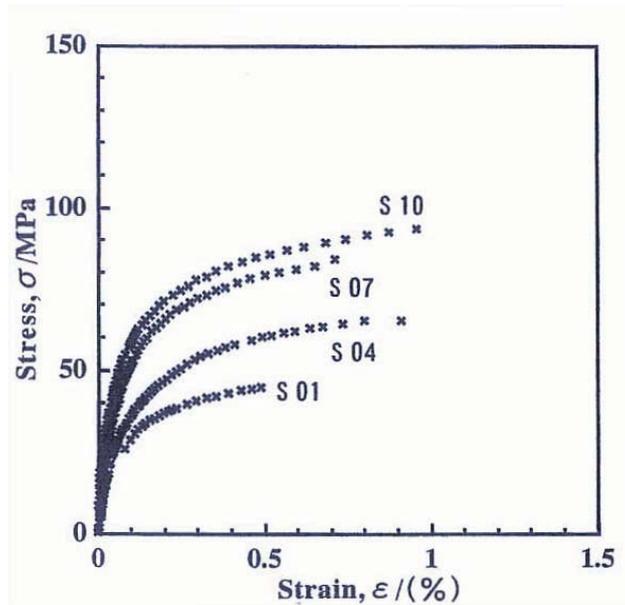


Bild 35: Spannungs-Dehnungs-Kurve bei unterschiedlichen Schwefelgehalten und ferritischer Matrix an Ø 30 mm Normstäbe ermittelt [4]

2.12 Aktuelle Weiterentwicklungen auf dem Gebiet des Gusseisens mit Lamellengraphit

Gussteile sind für den Motorenbau ein unverzichtbarer Bestandteil. Die Entwicklung im Dieselmotorenbau ging in den letzten Jahren zu immer höherer spezifischer Leistung bei möglichst geringem Gewicht, niedrigem Kraftstoffverbrauch und verringerten Abgaswerten. Um die Abgasgrenzwerte mit Euro 4 und Euro 5 [34] ohne Verschlechterung der Verbrauchswerte bei weiterer Leistungssteigerung zu erreichen, sind Druckerhöhungen notwendig, was zu Spitzendrücken von 200 bar führt. Hieraus ergeben sich höhere mechanische und thermische Belastungen von Motorbauteilen, insbesondere von Kurbelgehäuse und Zylinderkopf [34].

Als Kurbelgehäusewerkstoff sind höherfeste Gusseisensorten mit Lamellengraphit als kostengünstige Alternative zu Gusseisen mit Vermikulargraphit anzusehen, wenn die Beanspruchungen nur mäßig über der von GJL-250 ertragbaren liegen. Die benötigte Zugfestigkeits- und E-Modul-Steigerung ist durch Verringern des Kohlenstoffgehaltes und/oder durch Zugabe von Legierungselementen zu erreichen.

Durch entsprechende Verfahrenstechnik ist die Selbstspeisungsproblematik zu beherrschen.

Durch diese Maßnahmen kann ein höherfester GJL-Werkstoff mit einem E-Modul zwischen 130000 und 140000 und Biegezugfestigkeiten mit $\alpha_K=2$ von 80 N/mm² erreicht werden. Entscheidend für die Ausschöpfung dieser Festigkeitspotentiale im GJL ist jedoch das sicher reproduzierbare Abgießen mit hohen Festigkeiten bei geringer Streuung. Um die Bearbeitbarkeit des GJL-350 ebenfalls in engen Grenzen sicherzustellen, sollte die Matrix des Werkstoffs einen wirksamen Anteil der Phase MnS enthalten. Das ist mit einem Schwefelgehalt von 0,08 – 0,10 % zu gewährleisten [34].

Als Zylinderkopfwerkstoffe für Nutzfahrzeug Dieselmotoren sind unter den bisherigen Bedienungen nur optimierte GJL-Gusseisensorten oder, wenn die mechanischen Beanspruchungen dies erfordern, GJV von Interesse. Bei der Optimierung dieser Werkstoffe sind zwei Schwerpunkte, die Verbesserung der Wärmeleitfähigkeit und die Erhöhung der elastischen Dehnungsschwingbreite zu verfolgen. Hierbei ist die elastische Dehnungsschwingbreite ablösefrei zu ertragen, d. h. die Graphitlamellen dürfen sich nicht von der Matrix lösen.

Für das Umsetzen der Zielstellung einer höheren elastischen Dehnungsschwingbreite bei zumindest gleich bleibender Warmdauerfestigkeit gibt es zwei grundsätzliche Möglichkeiten. Ein Reduzieren des E-Moduls, sowie das Verringern der Neigung des Werkstoffs plastische Dehnungsanteile auszubilden. Da das Reduzieren des E-Moduls wegen der Anforderung an die Verformungssteifigkeit nicht erfolgen kann, ist die Ursache für das Ausbilden plastischer Dehnungsschwingbreiten zu beeinflussen. Ursache für die plastischen Dehnungen sind insbesondere die in der Zugphase auftretenden Graphitablösungen aus der metallischen Grundmatrix und Mikrorissbildungen an den Lamellenspitzen. Ziel sollte es sein, durch schmelzmetallurgische Maßnahmen die Graphitlamellen in GJL-Werkstoffen an den Lamellenenden weniger scharfkantig auslaufen zu lassen, um die Spannungskonzentration in diesem Bereich zu reduzieren [34].

Die weitaus meisten Meinungsverschiedenheiten zwischen den Nutzern und Erzeugern der Gussteile beruhen auf den großen Preisunterschieden, Nichteinhaltung von Liefervorschriften und deren Toleranzen sowie deren überspitzten Forderungen an bestimmte Werkstoff- und Werkstückeigenschaften. Bei Verwendung gegossener Bauteile wird häufig bemängelt, dass die mechanischen Eigenschaften des Gusseisens übermäßig große Streuungen aufweisen. Für jede Art Erzeugnis gilt das Gesetz, dass die Gebrauchseigenschaften von Stück zu Stück oder von Einheit zu Einheit Schwankungen unterlegen sind. Eine allgemein gültige Betrachtungsweise der Werkstoff- und Bauteilqualität kann somit vor allem in der Gleichmäßigkeit der jeweiligen Merkmale und der Reproduzierbarkeit der Gefügebildung gesehen werden. Heinz Caspers zeigt mittels Großzahluntersuchungen, dass Gusseisen mit Lamellengraphit als Konstruktionswerkstoff für den Leichtbau noch ungenutzte Potentiale aufweist [35]. Um hochgestellte Werkstoffanforderungen zu gewährleisten, bieten spezialisierte Gießereien sichere Voraussetzungen. Heinz Kasper postuliert, dass bei beherrschter Erzeugung Bauteile aus Gusseisen im Fahrzeugbau auch in den nächsten zwei Jahrzehnten im Fahrzeugbau einen breiten Anwendungsbereich haben werden [35].

3 Dynamische Beanspruchung

Schwingbeanspruchte Bauteile können durch Schwingbruch oder auch schon durch Schwingungsanriss versagen. Das Erscheinungsbild solcher Schwingbruchschäden aus der Praxis und dem Labor ist ebenso vielfältig wie die Ursachen und Einflüsse, die das Bauteilversagen bestimmen. Die Problemstellung der Betriebsfestigkeit ergibt sich aus der technischen, wirtschaftlichen und haftungsrechtlichen Notwendigkeit, Schwingbruchschäden durch eine geeignete Gestaltung, Bemessung, Fertigung und Qualitätssicherung der Bauteile zu vermeiden. Schon im Zuge der Entwicklung muss unter Einsatz geeigneter Methoden, Verfahren und Werkzeuge auf ihr befriedigendes Betriebsfestigkeitsverhalten konsequent hingewirkt werden. Eine schwingbruchsichere Bemessung der Bauteile ist insbesondere dann geboten, wenn als mögliche Folgen eines Schwingungsanrisses oder Schwingbruchs Gefahren für Menschen, Gefahren für die Umwelt oder Schäden auf wirtschaftlichem Gebiet zu erwarten sind. Kennzeichen eines Schwingbruchs ist, dass er nicht wie der Gewaltbruch als Folge einer einmaligen extremen Beanspruchung auftritt, sondern im Verlauf der Zeit unter der schwingend einwirkenden Betriebsbeanspruchung entsteht. Die bis Bruch oder Anriss ertragene Einwirkungszeit der Schwingbeanspruchung wird als Lebensdauer des Bauteiles bezeichnet [5].

Als Schwing- oder Ermüdungsfestigkeit versteht man den Werkstoffwiderstand gegen eine von außen einwirkende schwingende Beanspruchung. Die Haupteinflussgrößen auf die Schwingfestigkeit sind der Werkstoff und dessen Mikraufbau (Gitterstruktur, Fremdatome, kohärente und inkohärente Ausscheidungen, Korngrenzenausscheidungen, Korndurchmesser, Gleitlinien, Stufen- und Schraubenversetzungen, etc). Unter einer schwingenden Belastung eines Bauteiles versteht man eine zeitlich sich verändernde Beanspruchung, die sich entweder zwischen oberen und unteren Scheitelwert periodisch wiederholen oder stochastisch (regellos) ablaufen kann. Schwingend belastete Bauteile gehen infolge fortschreitender Werkstoffzerrüttung (Ermüdung des Werkstoffs) bei Spannungen zu Bruch, die deutlich unter der Zugfestigkeit liegen [5].

Eine typische Ausbildung einer Schwingbruchfläche weist drei Bereiche auf. Die Phase einer zunächst submikroskopischen und dann mikroskopischen Rissbildung

geht über in die Phase eines makroskopischen Rissfortschrittes, bis in der Phase des Restbruches ein Gewaltbruch des Restquerschnittes eintritt.

Die Dimensionierung von Bauteilen auf Schwingfestigkeit stützt sich heute immer mehr auf Versuchsergebnisse ab, die mit betriebsähnlichen Lastabläufen ermittelt werden. Obwohl der Wöhlerversuch dadurch an Bedeutung verloren hat, bildet er für bestimmte Probleme der Betriebsfestigkeit auch heute noch eine unersetzliche Grundlage. Bei der Abschätzung der Lebensdauer, z.B. mit Hilfe so genannter linearer Schadensakkumulationshypothesen, muss die komplette Wöhlerlinie einschließlic der Dauerfestigkeit bekannt sein. Anhand der Dauerfestigkeit und Höhe des Beanspruchungskollektivs kann außerdem erst beurteilt werden, ob ein Festigkeitsproblem der Betriebsfestigkeit oder der Dauerfestigkeit zuzuordnen ist. Deswegen wird der Ermittlung der Dauerfestigkeit auch in Zukunft ein wichtiges Aufgabengebiet der Schwingfestigkeit bleiben [5], [20].

Als elementarster Betriebsfestigkeitsversuch kann der Wöhler-Versuch, in DIN 50 100 als Dauerschwing-Versuch genormt, angesehen werden [19].

Nach DIN 50 100 wird für Wöhler-Versuche zur vorrangigen Bestimmung der Dauerfestigkeit folgende Vorgangsweise empfohlen: Nacheinander werden sechs bis zehn hinsichtlich Werkstoff, Gestaltung und Bearbeitung völlig gleichwertige Prüfstücke von Versuch zu Versuch zweckmäßig abgestuften Schwingbeanspruchungen unterworfen und die zugehörigen Bruch- bzw. Anriss-Schwingspielzahlen festgestellt.

Mit einer geeigneten Abstufung der Beanspruchung wird angestrebt, dass zunächst mindestens ein Prüfstück bei hoher Schwingspielzahl bricht und ein weiteres, bei wenig verminderter Beanspruchung, bis zu einer vorgegeben Grenzspielzahl durchläuft, um so den Dauerfestigkeitswert einzugrenzen. Nach dem heutigen Stand der Technik ist eine solche Versuchsführung allerdings nicht mehr zeitgemäß.

Um den heutigen Anforderungen zu genügen ist eine statistische Versuchsauswertung anzustreben. Den Belangen einer solchen Auswertung muss schon im vor hinein durch eine geeignete Versuchsplanung entsprochen werden.

Der Zusammenhang zwischen ertragbarer Spannungsamplitude und Mittelspannung bzw. Spannungsverhältnis wird in Zeit- und Dauerfestigkeitsschaubildern dargestellt. In der heute bevorzugten Darstellungsweise nach Haigh wird die ertragbare Spannungsamplitude als primär festigkeitsrelevante Beanspruchungsgröße über die Mittelspannung aufgetragen (Bild 36). Die Mittelspannungsempfindlichkeit M kann aus dem Haigh-Diagramm als die Neigung der Zeit- oder Dauerfestigkeitslinie zwischen Wechsel- und Schwellfestigkeit, $R=-1$ und $R=0$, $M=\tan \alpha$, wobei der Neigungswinkel α von der Horizontalen aus gemessen wird, berechnet werden [78].

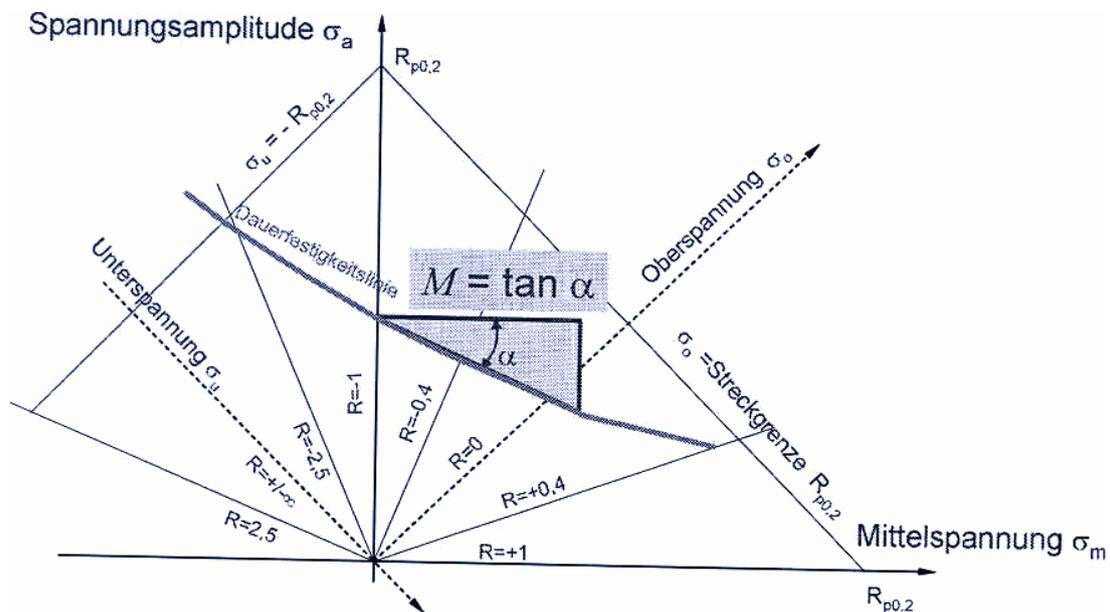


Bild 36: Haigh-Diagramm; $\tan \alpha$ beschreibt die Mittelspannungsempfindlichkeit des betreffenden Werkstoffs [78]

Nach Bild 37 ist bei der Bewertung von zyklischen Beanspruchungen zwischen den einzelnen Belastungsarten und den Lastwechselzahlen nach Zeitfestigkeit, Dauerfestigkeit und Betriebsfestigkeit zu unterscheiden. Die Spannungsamplituden können bei den Belastungsarten Zeit- und Betriebsfestigkeit je nach der geforderten Lebensdauer des Bauteiles mehr oder weniger oberhalb der Dauerfestigkeit liegen.

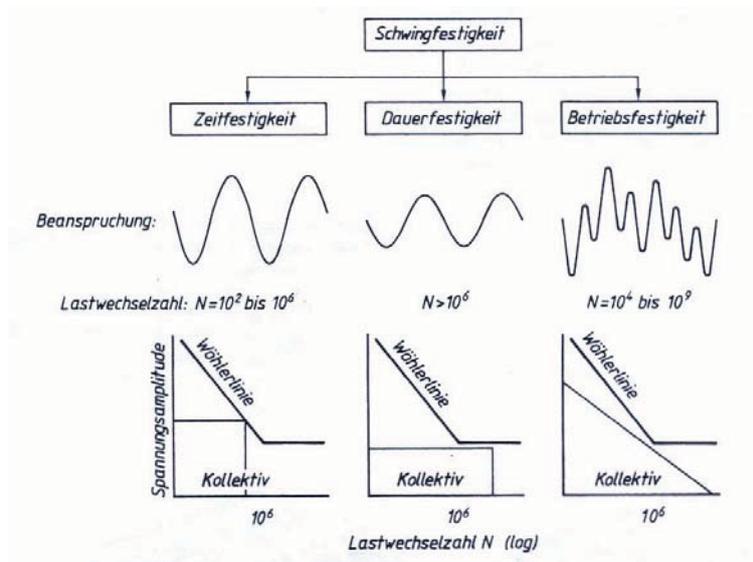


Bild 37: Bemessungsfälle für schwingfestigkeitsbeanspruchte Bauteile [39]

Dauerfest konstruierte Bauteile müssen so ausgelegt werden, dass sie auch bei unendlich großen Lastwechseln nicht versagen. Die möglichen Beanspruchungsarten sind im Bild 38 dargestellt.

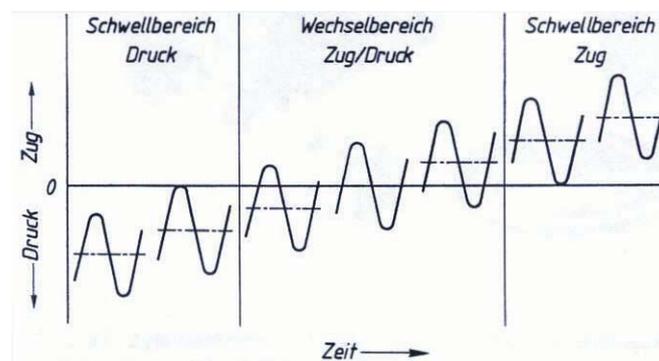


Bild 38: Bereiche der Schwingfestigkeitsbeanspruchung unter Zug/Druck-Belastung [39]

Der Begriff Betriebsfestigkeit steht heute für eine neuzeitliche lebensdauerorientierte Auslegung schwingbeanspruchter Bauteile und Konstruktionen, die den gesetzmäßig fassbaren Zusammenhang zwischen Lebensdauer und Größe der Schwingbeanspruchung berücksichtigt. Diese Betrachtungsweise der Schwingfestigkeit ist durch folgende Punkte gekennzeichnet:

- Die zumeist zufallsartig in unterschiedlicher Größe und Häufigkeit auftretenden Betriebsspannungen müssen wirklichkeitsnah angesetzt werden.

- Die Konstruktion wird auf eine endliche Lebensdauer ausgelegt, welche sich aus ihrer vorgesehenen Nutzungsdauer ableitet.
- Die geforderte Lebensdauer muss über eine statistisch begründete Sicherheitszahl mit einem Grenzwert der Ausfallswahrscheinlichkeit verknüpft werden.
- Es müssen die maßgeblichen Einflüsse werkstofflicher, konstruktiver, fertigungsbedingter und umgebungsbezogener Art, welche das Schwingfestigkeitsverhalten der Bauteile bestimmen, beachtet werden.

Diese Betrachtungsweise der Betriebsfestigkeit wurde Ende der dreißiger Jahre für den Flugzeugbau entwickelt. Sie hat sich in den zurückliegenden mehr als 60 Jahren außer im Flugzeugbau auch im Straßen- und Schienenfahrzeugbau, im Kran- und Brückenbau, im Schiffsbau und in der Meerestechnik, sowie im Maschinen- und Anlagebau als Grundlage einer sicheren und zugleich wirtschaftlichen Auslegung schwingbeanspruchter Bauteile breite Anerkennung erlangt und in einschlägigen Normen, Vorschriften, Richtlinien und Empfehlungen ihren Niederschlag gefunden [5].

3.1 Statistische Belegung des Dauerfestigkeitswertes

Eine statistische Bestimmung der Dauerfestigkeit ist nach dem Treppenstufenverfahren möglich. Bei dieser Versuchsmethode läuft jeder Versuch höchstens bis zu einer vorgegebenen Grenz – Schwingspielzahl. Es wird mit einer Spannungsamplitude in Höhe des erwarteten Dauerfestigkeitswertes begonnen, und je nach dem ob die Probe bis zum Erreichen der Grenzschaingpielzahl zu Bruch geht oder durchläuft, wird der nächste Versuch mit der nächst niedrigeren oder höheren Spannungsamplitude durchgeführt.

Dieses Versuchsschema entspricht im Grunde dem einfachen Verfahren nach DIN 50100 mit dem einzigen Unterschied, dass mit der äquidistanten Stufenteilung vorab verbindlich entschieden ist, um welchen Betrag die Beanspruchung im folgenden Versuch erhöht oder erniedrigt werden soll. Die Auswertung der anfallenden

Versuchsergebnisse liefert Mittelwert und Standardabweichung der ertragbaren Spannung bei der vorgegebenen Grenzlastspielzahl samt den zugehörigen Vertrauensgrenzen [5].

Eine zeitsparende und kostengünstige Ermittlung des Übergangsbereiches ist nach wie vor ein bedeutendes technisches Problem, wenn Mittelwert, Streuung und Vertrauensgrenzen in die Auswertung mit einbezogen werden sollten [7]. Unter den vielen Methoden, die dafür verwendet werden, macht allein das von Dixon und Mood im Jahre 1948 entwickelte Treppenstufenverfahren mit Auswertalgorithmus Angaben über die Vertrauensgrenzen von Mittelwert und Standardabweichung. M. Hück postuliert, dass die von Dixon und Mood vorgeschlagene Methode zur Auswertung des „weniger oft eingetretenen Ereignisses“ (Bruch oder Durchläufer) keine optimalen Schätzwerte und Vertrauensgrenzen ergibt.[7] Durch Treppenstufenreihen, die auf den Rechner in großer Zahl erzeugt wurden, konnte die Auswertemethode von Dixon und Mood überprüft werden. Dabei stellte sich heraus, dass der Schätzwert für den Mittelwert zutreffend ist, hingegen die Standardabweichung stets zu klein ausfällt und die Verwendung des „weniger oft eingetretenen Ereignisses“ keine optimalen Vertrauensgrenzen erwarten lässt. Die Standardabweichung enthält einen systematischen Fehler und wird gerade bei einer geringen Probenzahl zum Teil erheblich unterschätzt, d. h. die Abschätzung von Spannungshorizonten mit höheren Überlebenswahrscheinlichkeiten liegt damit auf der stark unsicheren Seite [7].

Um den Gültigkeitsbereich und die statistische Aussagefähigkeit (Konfidenz) zu verbessern, wurde angeregt anstelle des „weniger oft eingetretenen Ereignisses“ sämtliche Versuchsergebnisse (Brüche und Durchläufer) zur Auswertung heranzuziehen. Die Kombinationsmöglichkeiten innerhalb von n Versuchsergebnissen sind im Treppenstufenschema größer als innerhalb von etwa $n/2$ nach dem „weniger oft eingetretenen Ereignis“.

Des Weiteren konnte eine Verbesserung des Vertrauensbereiches für den Mittelwert erwartet werden, der ebenfalls von der Genauigkeit und besseren Differenzierbarkeit des Schätzwertes der Standardabweichung abhängt. Ein weiterer Schritt zur Erhöhung der statistischen Aussagefähigkeit liegt in der Benutzung der Information des letzten Versuches für die Auswertung. Der letzte Versuch gibt nämlich Auskunft

über die nächste Spannungsstufe. Da bei der Auswertung sämtlicher Versuche ausschließlich die gesamte Anzahl der Versuche je Spannungshorizont berücksichtigt und nicht mehr nach Brüchen und Durchläufern unterschieden wird, kann ein weiterer fiktiver Versuch der gefahrenen Versuchsreihe am Ende hinzugefügt werden. [7]

Folglich wird die Auswertung nach dem modifizierten Treppenstufenverfahren nach Hück (IABG-Methode) [7] beschrieben:

Bei der Auswertung wird angenommen, dass sich das Verhältnis von Durchläufern und Brüchen über den Spannungsstufen als Normalverteilung darstellen lässt.

Der Mittelwert x wird aus $n+1$ Versuchsergebnissen nach der IABG-Auswertemethode abgeschätzt durch Gleichung 5.

$$X = X_0 + d * (A / F) \quad \text{Gl. 5}$$

Der Schätzwert der Standardabweichung s wird über die Varianz k der $n+1$ Versuche abgeschätzt (Gleichung 6).

$$k = F * B - A^2 / F \quad \text{Gl. 6}$$

Die Auswertung ist gültig für: $0,5 < s/d < 6$

Wird die Standardabweichung als Vielfaches des Stufensprunges über die Varianz k der Brüche und Durchläufer der $n + 1$ Versuche aufgetragen, so erhält man den im Bild 39 dargestellten Zusammenhang.

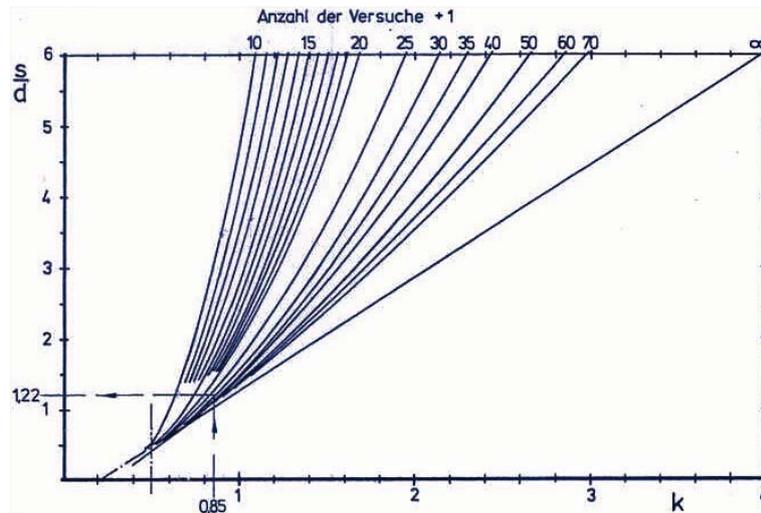


Bild 39: Ermittlung des Schätzwertes der Standardabweichung s aus der Varianz k der Brüche und Durchläufer, gültig für $k > 0,5$ und $s/d < 6$, [7]

Da man beim Versuchsansatz auf Schätzungen der Standardabweichung s angewiesen ist, gibt der Gültigkeitsbereich aufschluss darüber, in wie weit die Schätzung von der tatsächlichen Standardabweichung abweichen darf, um noch auswertbare Ergebnisse zu erzielen. Verwendet man Brüche und Durchläufer anstelle des „weniger oft eingetretenen Ereignisses“, so darf man sich in einem bedeutend höheren Maße bei der Annahme der Standardabweichung verschätzen.

Soll die statistische Aussagefähigkeit mehrerer Verfahren verglichen werden, so kann dies ausschließlich über die Größe der Vertrauensbereiche geschehen. Ein kleiner Vertrauensbereich bedeutet weniger Versuche bei gleicher statistischer Sicherheit. Schätzwerte ohne Vertrauensbereich sind nicht von großer Aussagekraft.

Die Auswertung der Treppenstufenversuche zeigt, dass die Schätzwerte für den Mittelwert um den Mittelwert der Grundgesamtheit normal verteilt sind. Die Standardabweichung dieser Verteilung wird mit Standardfehler des Mittelwertes s_m bezeichnet. Der Standardfehler des Mittelwertes ist ein Maß für den Vertrauensbereich und wird als ein Vielfaches der Standardabweichung s berechnet (Gl. 7).

$$s_m = C_m \times s \quad \text{Gl. 7}$$

Der Faktor C_m hängt vom Stufensprung s/d und vom Stichprobenumfang n ab (Bild 40).

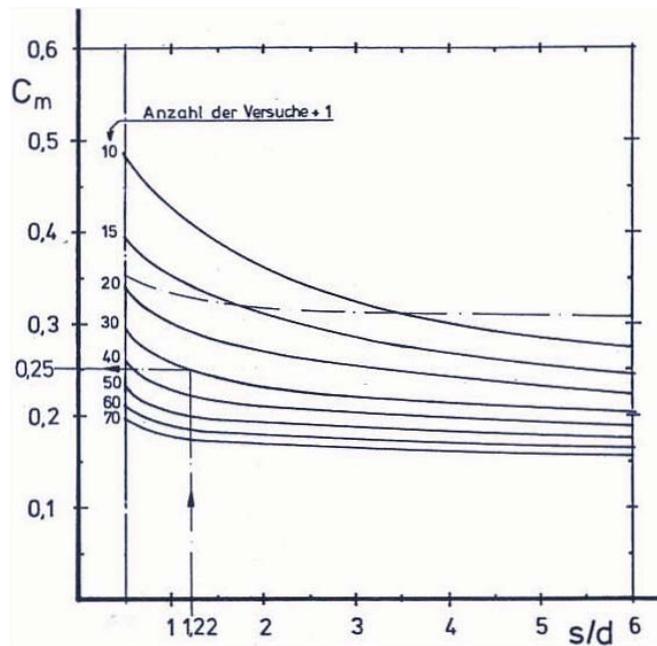


Bild 40: Hilfwerte C_m zur Ermittlung des Standardfehlers des Mittelwertes [7]

Nicht symmetrisch zum Erwartungswert der Standardabweichung liegt der Standardfehler der Standardabweichung s_s . Der untere Grenzwert des Vertrauensintervalls wird nicht weiter betrachtet, da für die Festigkeit nur die Abweichung zu größeren Werten hin interessiert (einseitiger Vertrauensbereich). Aus den Vielfachen des Stufensprungs lässt sich der Standardfehler der Standardabweichung ausdrücken (Gl. 8) und ist wiederum abhängig vom Stufensprung s/d und vom Stichprobenumfang n .

$$s_s = C_s * d \quad \text{Gl. 8}$$

Der Faktor C_s hängt von der Anzahl der Versuche n und vom Stufensprung s/d ab (Bild 41).

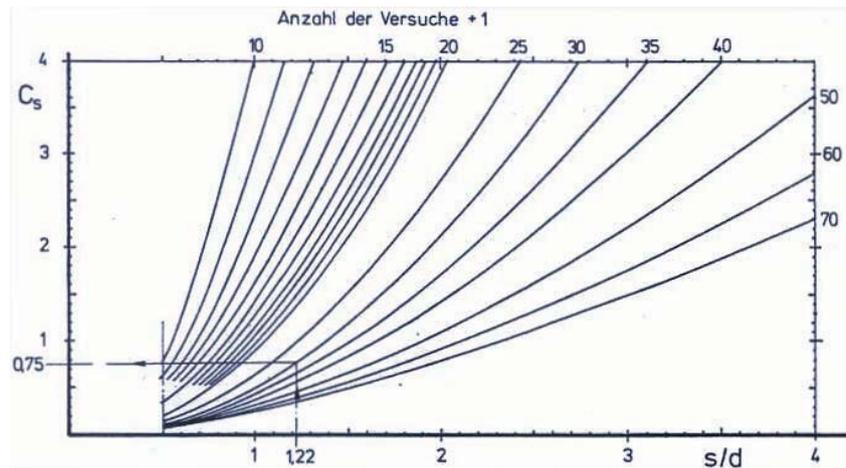


Bild 41: Hilfwert C_s zur Ermittlung des Standardfehlers der Standardabweichung [7]

Gleichung 9 zeigt den einseitigen Konfidenzbereich für die Standardabweichung.

$$\sigma < s + K_1 s_s \quad \text{Gl. 9}$$

Um eine Abschätzung einer hohen Überlebenswahrscheinlichkeit bei bestimmter Konfidenz zu erreichen, kann der Standardfehler von Mittelwert und Standardabweichung nicht einfach addiert werden, da dies zu unsinnig niedrigen Werten führen würde.

Gleichung 10 gibt die Merkmalsgröße x , der eine Überlebenswahrscheinlichkeit P_{ii} bei einer bestimmten Konfidenz zugesprochen werden kann.

$$x_{P_{ii}} = x - K_2 \times s - K_1 \times \sqrt{s_2^2 + (K_2 \times s_s)^2} \quad \text{Gl. 10}$$

Wobei K_1 die Fraktile zur Ermittlung des Vertrauensbereiches und K_2 die Fraktile zur Ermittlung der Überlebenswahrscheinlichkeit darstellt.

Bei der Versuchsplanung nach dem Treppenstufenverfahren gilt es einige Regeln zu beachten. Der optimale Stufensprung ist abhängig von der Anzahl der geplanten Versuche, d.h. je größer die Anzahl der geplanten Versuche desto kleiner kann der Stufensprung gewählt werden.

Weiters muss die Standardabweichung vor dem Versuch angenommen werden. Sie liegt in den meisten Fällen zwischen 3 % (oberflächenverfestigte Stahlproben mit hoher Oberflächengüte) und 10 % (Gussteile und grobe Schmiedeteile ohne Bearbeitung) des Mittelwertes.

Bei zu klein gewähltem Stufensprung können vereinzelt Brüche auf die nächst höhere, Durchläufer auf die nächst niedrigere Stufe gesetzt werden. Durch diese Maßnahme fällt der Schätzwert der Standardabweichung größer aus, d. h. die Ergebnisse liegen auf der sicheren Seite der Abschätzung.

Mindestens zwei Versuche werden für eine grobe Abschätzung des Mittelwertes ohne Konfidenz und Streuung benötigt. Um zusätzlich die Konfidenz des Mittelwertes zu erhalten, werden ungefähr 13 Versuche benötigt. Um einen brauchbaren Wert für die Standardabweichung zu erhalten müssen mindestens 17 Versuche gewählt werden.

3.2 Mechanische Eigenschaften bei zyklischer Beanspruchung von Gusseisen mit Lamellengraphit

In sehr vielen Fällen werden Bauteile aus Gusseisen mit Lamellengraphit nicht nur rein statischen Beanspruchungen ausgesetzt. Es können daher Ergebnisse von Druck- oder Zugversuchen nur dann als Berechnungsunterlagen vom Konstrukteur verwendet werden, wenn sicher ist, dass der Bauteil überwiegend statisch beansprucht wird, nur selten Laständerungen auftreten oder die Wechsellastspannungen recht niedrig sind.

Wird der Bauteil hingegen einer wechselnden Belastung unterworfen, können mit der Zeit Risse und Brüche bei Spannungen auftreten, die meist weit niedriger als die Zugfestigkeit des Bauteiles sind.

Ein durch wechselnde Belastung entstandener Bruch wird bei zähen Werkstoffen als Dauerbruch bezeichnet, da hier mit jedem Lastwechsel ein bestimmter Rissfortschritt vor dem endgültigen Bruch beobachtet werden kann (Schwingstreifen).

Bei Gusseisen mit Lamellengraphit sind aufgrund der geringen Plastizität keine ausgeprägten Schwingstreifen erkennbar.

Um einen Schwingbruch zu vermeiden, sind für die Berechnung eines Bauteiles genaue Kenntnisse über die Schwingfestigkeit des für die Verwendung vorgesehenen Werkstoffs erforderlich [39].

Schröder postuliert, dass eine große Schwierigkeit bei der Dauerfestigkeitsuntersuchung von Gusseisen mit Lamellengraphit darin besteht, dass die Dauerfestigkeit, ebenso wie die anderen mechanischen Eigenschaften, außer von der metallischen Grundmasse auch im starken Maße von der Graphitform abhängen [84].

In der Literatur sind Mindestwerte für die Biegewechselfestigkeit und die Zug/Druck-Wechselfestigkeit angegeben (Tafel 6), [39]. Die Ergebnisse sind an polierten Rundstäben mit einem Durchmesser von 7,5 bis 20 mm ermittelt worden.

Tafel 6: Mindestwerte der Zug/Druck-Wechselfestigkeit [N/mm²] und der Biegewechselfestigkeit [N/mm²] für genormte Sorten von Gusseisen mit Lamellengraphit [39]

	Werkstoffbezeichnung GJL-				
	150	200	250	300	350
Biegewechselfestigkeit	70	95	120	140	145
Zug/Druck-Wechselfestigkeit	40	50	60	75	85

Die in der oben angeführten Tabelle nicht enthaltene Torsionswechselfestigkeit liegt zwischen den Werten für Biegung und Zug, wie aus Bild 42 abzulesen ist.

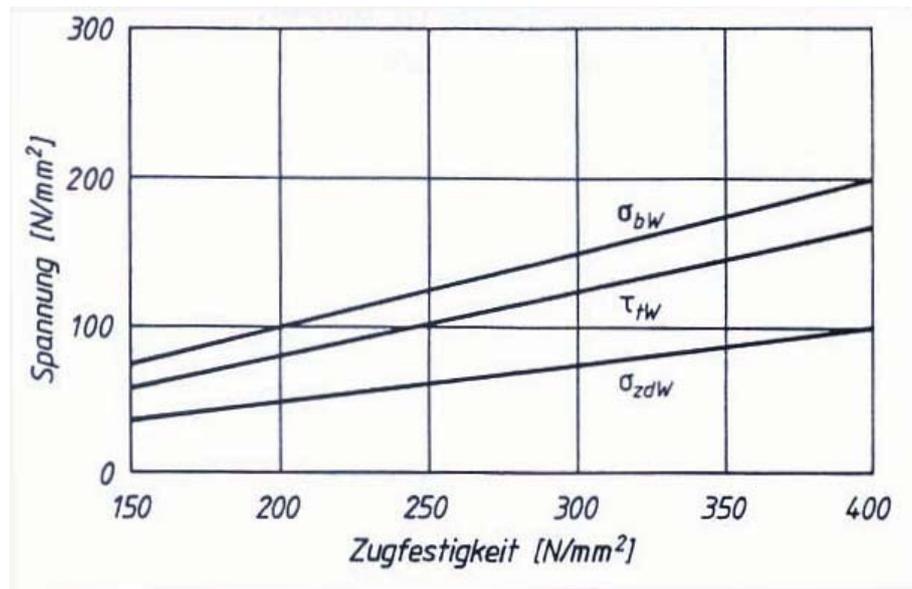


Bild 42: Zusammenhang zwischen Zugfestigkeit R_m und den Wechselfestigigkeiten für Biegung (σ_{bW}), Zug-Druck (σ_{zdW}) und Torsion (τ_{tW}) [39]

Die in der Literatur angegebenen Formeln zur globalen Dauerfestigkeitsabschätzung errechnen sich die Dauerfestigkeit aus der Zugfestigkeit [39].

Zug/Druck – Wechselfestigkeit = $0,26 \text{ bis } 0,35 \cdot \text{Zugfestigkeit}$ **Gl. 11**

Torsions – Wechselfestigkeit = $0,43 \cdot \text{Zugfestigkeit}$ **Gl. 12**

Biege – Wechselfestigkeit = $0,35 \text{ bis } 0,5 \cdot \text{Zugfestigkeit}$ **Gl. 13**

In der FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile“ [76] ist das Verhältnis der Zug/Druck - Wechselfestigkeit zur Zugfestigkeit mit 0,26 angegeben. Die weitere Untersuchung „Wechselfestigkeit von Flachproben aus Grauguss“ [8] hat zu einer Korrektur des Verhältnisses der Zug/Druck – Wechselfestigkeit zur Zugfestigkeit nach oben zu 0,30 geführt.

Die Abhängigkeit der Biege-wechselfestigkeit wurde ebenfalls von W. Glaß untersucht und statistisch nach dem Treppenstufenverfahren ausgewertet [40].

Das Ergebnis zeigt eine lineare Abhängigkeit der Biegezugfestigkeit von der Zugfestigkeit (Bild 43). Es wurde die Biegezugfestigkeit nach dem Treppenstufenverfahren errechnet und parallel durch Wöhlerkurven ermittelt. Zwischen den errechneten und aus dem Versuch unmittelbar erhaltenen Werten besteht ein Unterschied von etwa + 10 N/mm². Im vorliegenden Fall ergibt sich eine lineare Abhängigkeit mit einem Faktor 0,5 bis 0,6 [40].

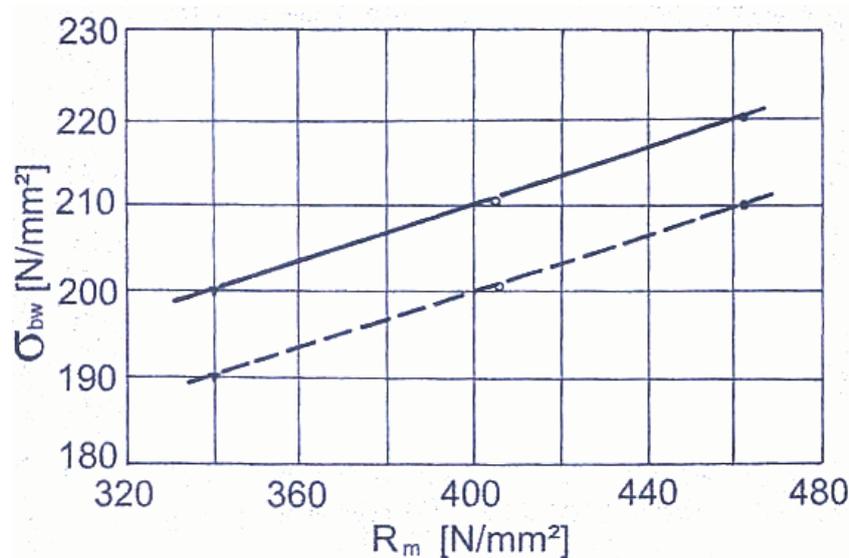


Bild 43: Abhängigkeit der Biegezugfestigkeit von der Zugfestigkeit, die obere Kurve wurde nach dem Treppenstufenverfahren berechnet, die untere Kurve wurde durch Wöhlerversuche ermittelt [40]

Der Vergleich der in [39] (Bild 42) mit denen in [40] (Bild 43) ermittelten Biegezugfestigkeiten in Abhängigkeit der Zugfestigkeit zeigt, dass beide Kurven die gleiche Abhängigkeit der Biegezugfestigkeit von der Zugfestigkeit zeigen. Auffällig ist, dass die in [39] und [40] ermittelte Biegezugfestigkeit im oberen Bereich des ebenfalls in der Literatur angegebenen Verhältnisses der Biegezugfestigkeit zur Zugfestigkeit (Gl. 13) liegt.

Gusseisen mit Lamellengraphit besitzt im Gegensatz zu den meisten Eisen-Kohlenstoff-Werkstoffen nur eine geringe Kerbempfindlichkeit.

Die in der metallischen Grundmasse eingelagerten zahlreichen Graphitlamellen üben von sich schon eine gewisse Kerbwirkung aus, so dass zusätzlich eingebrachte äußere Kerben kaum noch einen negativen Einfluss ausüben können [39].

In Bild 44 ist beispielhaft die Kerbempfindlichkeit von Grauguss anhand der Sorte GJL 300 dargestellt. Bei einer Zug/Druck-Belastung liegt im Vergleich zur Zug/Schwellbelastung eine größere Kerbempfindlichkeit vor [77]. Es sind Graphen für die Belastungsfälle $R=-1$, $R=0,1$ und $R=0,5$ für Probestäbe mit einem Durchmesserbereich von 30 bis 50 mm im Diagramm eingezeichnet. Aus der Literatur [77] geht nicht hervor wie die in Diagramm eingezeichneten minimalen und typischen Werte zu verstehen sind.

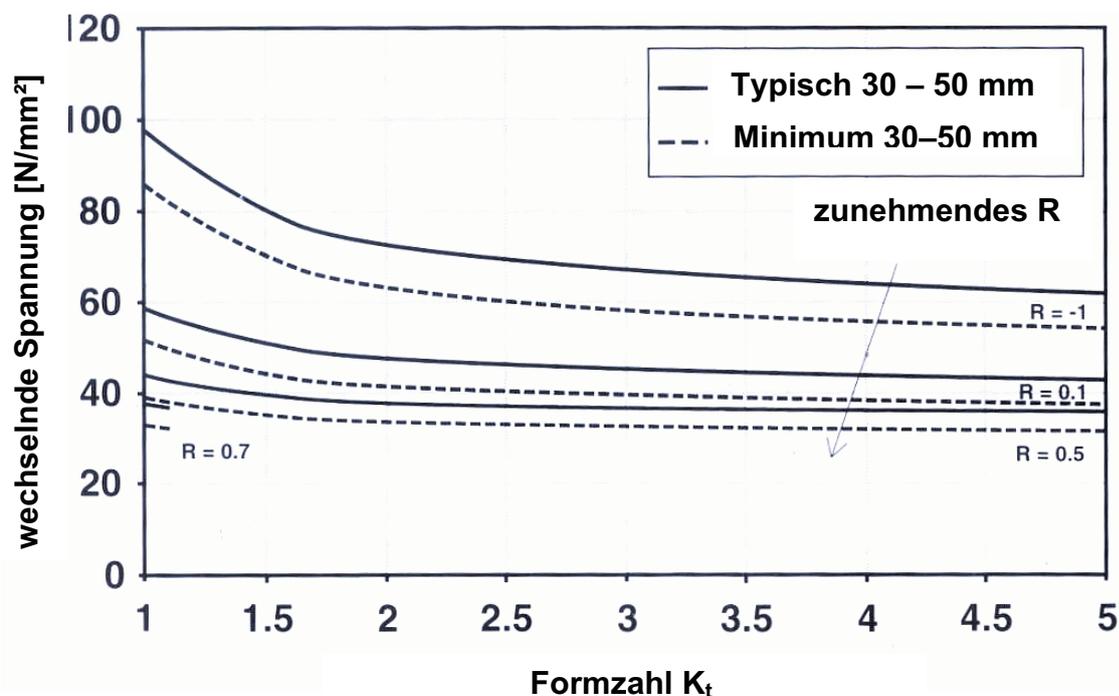


Bild 44: Zulässige Spannung in Abhängigkeit vom Spannungskonzentrationsfaktor für die Belastungsfälle $R=-1$, $R=0,1$ und $R=0,5$ [77]

Im „Data Handbook for Grey Irons“ sind Daten zur Mittelspannungsempfindlichkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit der Sorten GJL200, GJL250, GJL300 und GJL350 angegeben [77]. Als Testmaterial wurden runde Stäbe mit einem Durchmesser von 10, 20 und 50 mm abgegossen. Als Grenzlastspielzahl wurde 20 Millionen angenommen.

In der gegenständlichen Literatur [77] sind die Werte der 30 und 50 mm Probestäbe zusammengefasst. Weiters geht nicht explizit hervor was mit typischen und minimalen Werten gemeint ist. Für höhere Mittelspannungen wie sie einem R-Wert von 0,7 oder höher in der vorliegenden Literatur [77] entsprechen wurden die Daten extrapoliert. Die Bilder 45 bis 48 zeigen die Mittelspannungsempfindlichkeit der Sorten GJL 200, GJL 250, GJL 300, GJL 350.

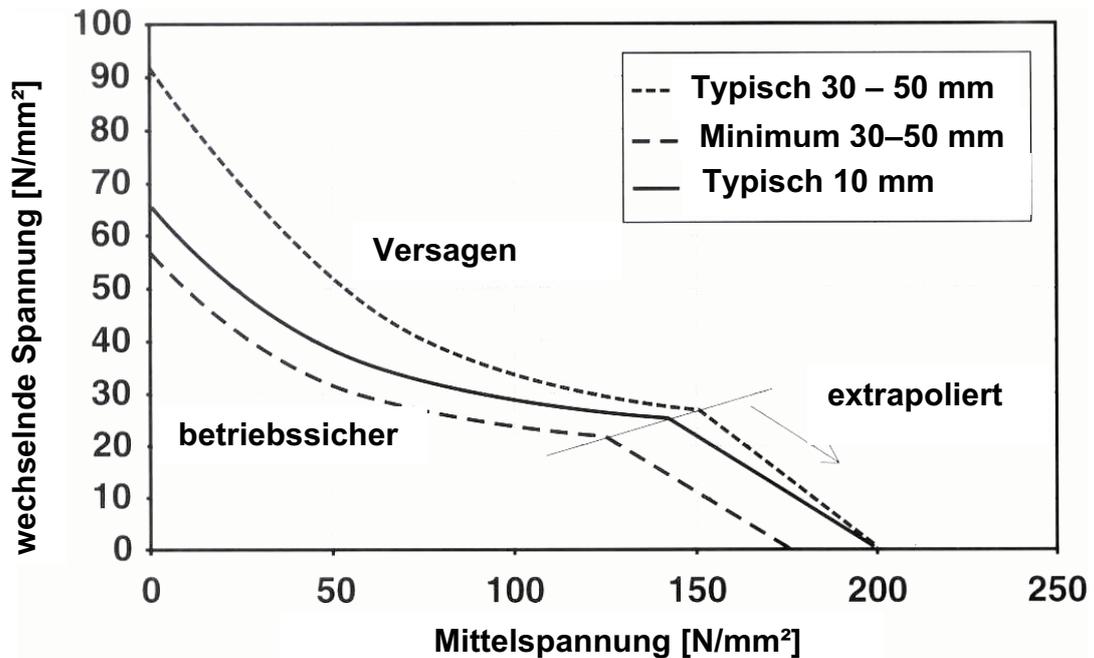


Bild 45: Zulässige Spannung in Abhängigkeit von der Mittelspannung für die Sorte GJL 200 [77]

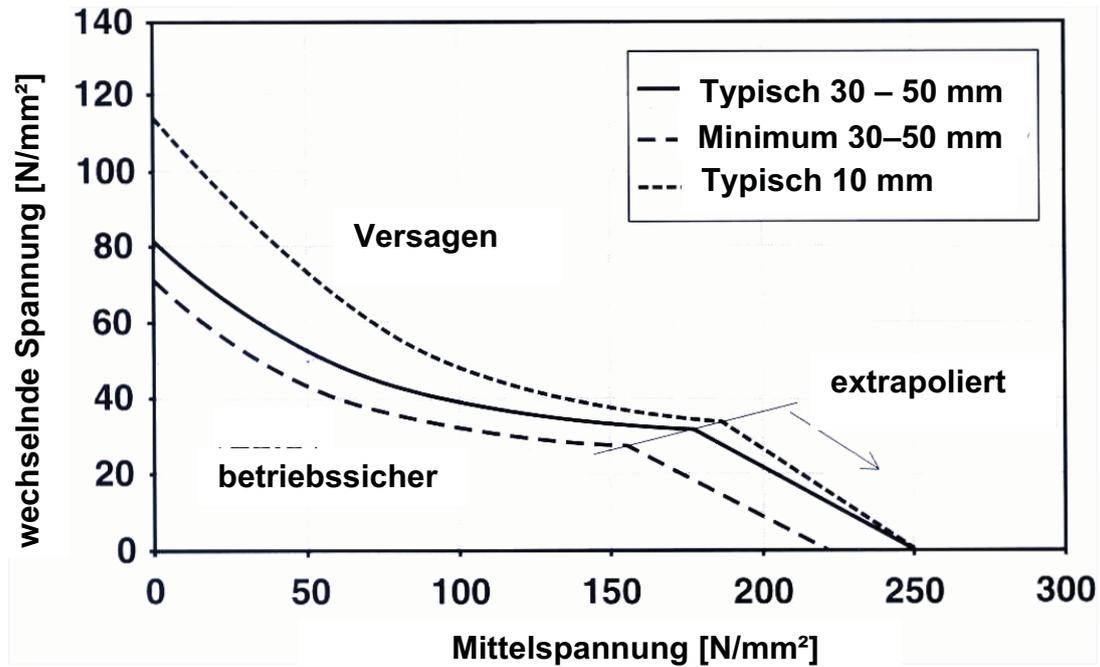


Bild 46: Zulässige Spannung in Abhängigkeit von der Mittelspannung für die Sorte GJL 250 [77]

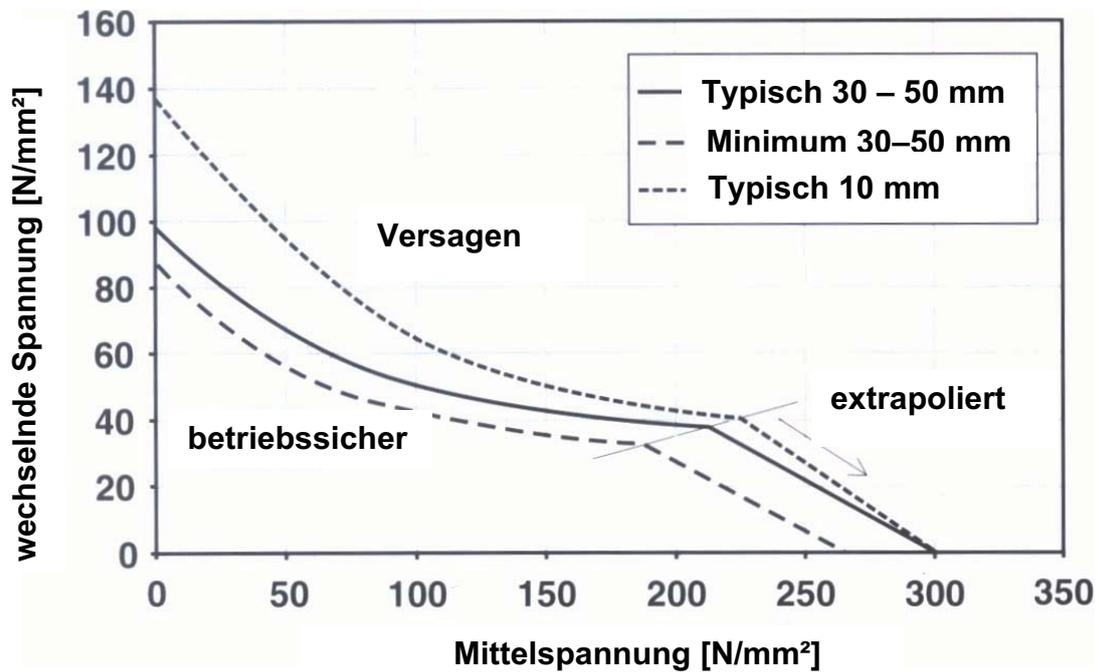


Bild 47: Zulässige Spannung in Abhängigkeit von der Mittelspannung für die Sorte GJL 300 [77]

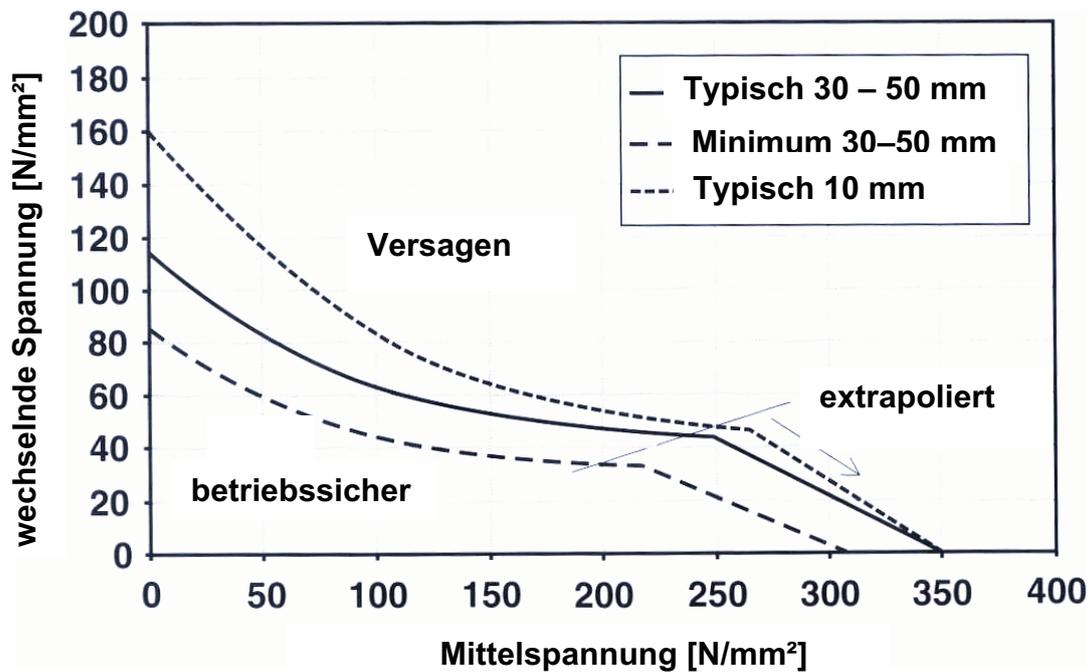


Bild 48: Zulässige Spannung in Abhängigkeit von der Mittelspannung für die Sorte GJL 350 [77]

Mitchell postuliert, dass die Dauerfestigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit von der Lamellenausbildung des Graphits und der stahlähnlichen Matrix abhängt [80]. Zusammengefasst kann gesagt werden, dass die Dauerfestigkeit von Grauguss stark von der Länge der Graphitlamellen beeinflusst wird. D. h. mit abnehmender Lamellenlänge nimmt die Dauerfestigkeit zu. Weiters führt eine Erniedrigung der Matrixhärte aufgrund der sinkenden Kerbempfindlichkeit zu einer Erhöhung der Dauerfestigkeit [80], [81].

Exner entwickelte eine Formel zur Abschätzung der Zug/Druck-Wechselfestigkeit aus der Zugfestigkeit (R_m), dem Phosphorgehalt (P), der Dendritenlänge (DL) und der Anzahl der eutektischen Zellen (Z), (Gl. 14) [79].

$$\sigma_{zd} = -2,7 + 0,042 * R_m + 2,97 * [\%]P + 0,16 * DL - 0,00337 * Z \quad (\text{Gl. 14})$$

Aus der Literatur [79] geht nicht hervor wie die Dendritenlänge bestimmt wurde und ob die Längste gemessene oder ein Mittelwert aller gemessenen Längen in die Formel eingesetzt werden muss.

Die Grenzwahngspielzahl $N_G=10^7$ ist für Stähle und Gusseisenwerkstoffe international üblich und für die Berechnung von Maschinenteilen auch in den meisten Fällen ausreichend, sofern vorhandene Erfahrungswerte, Abwertungsfaktoren und Sicherheitsbeiwerte berücksichtigt werden [85].

Bestimmte Bauteile, z. B. im Pumpen und Verdichterbau sind häufig Jahrzehnte im Einsatz, wobei Schwahngspielzahlen $>10^9$ auftreten. Daraus resultieren Forderungen für Schwahngspielzahlen dieser Größenordnung zulässige Spannungswerte für die Berechnung bereitzustellen [41].

Sternkopf zeigte durch Überprüfung (Zug/Druck-Wechsel und Biege-Wechsel) von GGL-Material, das bereits im Betriebseinsatz hohen Schwahngspielzahlen ($\geq 10^9$) ausgesetzt war, dass auch nach langzeitigen Betriebseinsatz keine Änderungen der Dauerfestigkeitswerte zu erwarten sind, sofern der Werkstoff nicht im Ganzen oder örtlich überkritisch beansprucht wurde oder eine Oberflächenbeschädigung erfahren hat [41].

3.3 Abschätzung der Dauerfestigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit aus dem Fein zugversuch

Untersuchungen der aus dem Zugversuch von Gusseisenwerkstoffen gewonnenen Spannungs/Dehnungs – Kurven mit dem Ziel der Dauerfestigkeitsabschätzung wurden von Exner und Mitarbeitern durchgeführt und veröffentlicht [79]. Aus dieser Arbeit, die sich mit der Krümmung der auf den ersten Blick parabolisch verlaufenden Spannungs/Dehnungs-Kurve befasst hat, geht hervor, dass der Krümmungsverlauf der Spannungs/Dehnungs-Kurve oder die Steigungsänderung mit zunehmender Spannung nicht gleichmäßig erfolgt.

Die Beobachtung, dass die Steigungsänderung der Spannungs/Dehnungs-Kurve mit zunehmender Spannung nicht gleichmäßig erfolgt wurde ebenfalls am ÖGI im Zuge umfangreicher Arbeiten über die verschiedenen E-Moduln von Grauguss gemacht [59].

H. Kerber und E. Nechtelberger analysierten den Krümmungsverlauf der annähernd parabolisch aussehenden Spannungs/Dehnungs-Kurve, wodurch Rückschlüsse auf das Mikroverformungs- und –verfestigungsverhalten möglich sind. Es zeigte sich, dass die Spannungs/Dehnungs-Kurve von Grauguss zwischen 0,05 % und 0,09 % Gesamtdehnung eine mit freiem Auge nicht erkennbare „Verflachung“ aufweist, die in der ersten Ableitung als Andeutung einer Stufe erkennbar wird [59].

H. Kerber und E. Nechtelberger postulieren [59], dass sich diese Krümmungsverlangsamung durch Mikroverformungen im Bereich maximal belasteter Graphitlamellenspitzen (annähernd 90 ° zur Zugrichtung orientiert) ergibt, welche zu Verfestigungen im Mikrobereich führen. In diesem Bereich, bei ca. 0,07 % Gesamtdehnung, ist die Zug/Druck-Wechselfestigkeit angesiedelt, so dass die $R_{t0,07}$ (Spannung bei 0,07 % Gesamtdehnung) als sehr gute Näherung für die zu erwartende Zug/Druck-Wechselfestigkeit herangezogen werden kann [59]

4 Experimentelle Methoden

In den folgenden Kapiteln werden die Herstellung, die Gefügecharakterisierung und die statische und dynamische Prüfung der Proben beschrieben.

4.1 Probenherstellung und Charakterisierung

Zur Interpretation der Spannungs/Dehnungskurve und für die Entwicklung und Verifikation von bildanalytischen Methoden war es anfänglich notwendig ein möglichst großes Spektrum an Schmelzen hinsichtlich unterschiedlichen Sättigungsgrad (von stark untereutektisch bis eutektisch) herzustellen. Erst nach Erkennen der maßgeblichen Einflussgrößen und Erprobung der entwickelten bildanalytischen Methoden an unterschiedlichen Werkstoffzuständen wurden die weiteren Versuche auf den für hochfesten Grauguss typischen Zusammensetzungsbereich eingeeengt.

Die Tafel 7 zeigt die chemische Zusammensetzung der verwendeten Einsatzmaterialien.

Tafel 7: Chemische Zusammensetzung der Einsatzmaterialien

Material	Chemische Zusammensetzung [%]									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Sn
Roheisen 1	4,2	2,21	0,06	0,063	0,008					
Roheisen 2	4,30	1,99	0,06	0,04	0,01					
Stanzschrott	0,05	0,05	0,38	0,02	0,02					
Kreislauf aus Giesserei 1	3,29	1,79	0,57	0,05	0,11	0,12	n.b.	0,10	0,03	0,01
Kreislauf aus Giesserei 2	3,08	1,88	0,29	0,02	0,01	0,05	0,02	0,20	<0,01	0,01
Kreislauf aus Giesserei 3	3,40	2,00	0,60	0,03	0,02	0,10	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
FeMn	6,70	0,03	73,00							
FeSi		75,00								
Rein-Silicium		99,30								
FeCr						69,80				
Kupfer								100,00		

Die Probenherstellung erfolgte in der Versuchsgießerei des ÖGI je nach Bedarf im 150 kg (sauer zugestellt) bzw. im 40 kg (Graphittiegel) Mittelfrequenz-Induktionsofen aus den Einsatzmaterialien und Zusätzen laut Tafel 7.

Aus den Gattierungen laut Tafel 8a und 8b wurden zur Variation der Graphitgröße und Graphitmenge sowie des Matrixgefüges Stangen mit einem Durchmesser von 30 und 45 mm hergestellt und 10, 20 und 40 mm dicke Platten mit einem stark untereutektischen bis eutektischen Sättigungsgrad.

Tafel 8a: Proben und Probenherstellung

Schmelze Nr.	Gattierung							Impfung		Stangen mm Ø, Nr.		Platten mm Dicke, Nr.			chem. Zusammensetzung [%]		
	Roheisen		Stahl	Kreislauf			Pfanne [%]	Form [%]	30	45	10	20	40	Sc	Cu	Cr	
	1	2		ÖGI	1	2											3
1	70	0	30	0	0	0	0	0,4	0	52	53				0,845	0,02	0,01
								0,4	0	55	56				0,885		
								0,4	0	58	59				0,918		
								0,3	0	61	62				0,962		
								0,3	0	64	65				0,989		
								0	0	67	68				0,981		
2	0	0	6	0	94	0	0	0	0	70		72.1	72	73	0,861	0,10	0,10
								0,4	0	74		76	77	78	0,858	0,10	0,10
								0	0	79		81	82	83	0,970	0,10	0,10
								0,4	0	84		86	87	88	0,963	0,10	0,10
								0,4	0	89	90				0,828	0,03	0,02
3	70	0	30	0	0	0	0	0,4	0	92	93				0,864		
								0,4	0	95	96				0,906		
								0,3	0	98	99				0,940		
								0,3	0	101	102				0,972		
								0	0	104	105				0,977		
								0,15	0	129					0,857	0,03	0,02
4	70	0	30	0	0	0	0	0,4		133			130	131	0,855	0,03	0,02
								0,15		137			134	135	0,852	0,03	0,02
								0,4		141			138	139	0,852	0,67	0,41
													142	143	0,861	0,67	0,41
5	25	0	25	0	50	0	0	0,4		147			148	149	0,846	0,07	0,08
6	0	0	0	0	0	100	0	0		151					0,825	0,19	0,05
								0,3		153					0,892	0,19	0,05
7							100	0	0	159		160	161	162	0,893	0,21	0,05
								0,3	0			163	164	165			
								0,3	0			166	167	168			
								0,3	0			169	170	171			
								0,2	0						0,909	0,19	0,05
8	0	0	0	0	0	100	0	0,2	0,15	189		190	191	192	0,917		
								0,2	0			193	194	195	0,901		
								0	0,15	196		197	198	199	0,908		
								0	0			200	201		0,910	0,19	0,05
								0	0,15	224					0,917		
9	0	0	0	0	0	100	0	0	0,15	228			225	226	0,918		
								0,3	0						0,918		
								0,3	0,15	233			229	230	0,926		
								0	0				234	235	0,883		
								0	0,15				236	237	0,891		
10	0	0	0	0	0	100	0	0,3	0	241			242	243	0,911	0,19	0,05
								0,3	0	246			247	248	0,910		
								0,3	0	251			252	253	0,903		
								0	0	334			335	336	0,893	0,21	0,05
11	0	0	0	0	0	100	0	0	0,15				337	338	0,878		
								0	0				342	343	0,903	0,79	0,05
12	0	0	0	0	0	100	0	0,3	0	341			347	348	0,897		
								0,3	0	346							
13	0	0	40	0	0	60	0	0,3	0,15	351			352	353	0,927	0,16	0,06
14	0	0	0	0	0	100	0	0,3	0	400			401	402	0,904	0,007	1,08
								0,3	0	404			405	406	0,896		
15	0	0	0	0	0	100	0	0	0,15				474	475	0,915	0,18	
								0,3	0				478	479	0,918	0,18	
								0,3	0				482	483	0,909	0,18	

Tafel 8b: Proben und Probenherstellung

Schmelze Nr.	Gattierung							Impfung		Stangen mm Ø, Nr.		Platten mm Dicke, Nr.			chem. Zusammensetzung [%]				
	Roheisen		Stahl	Kreislauf			Pfanne	Form	30	45	10	20	40	Sc	Cu	Cr			
	1	2		ÖGI	1	2	3	[%]									[%]		
16	0	0	0	0	90	0	10	0,3	0	537							0,913		
								0,3	0								538	0,913	
								0,3	0								539	0,913	
								0,3	0								540	0,913	
								0,3	0								541	0,913	
								0,3	0								542	0,913	
								0,3	0								543	0,913	
								0,3	0								545	546	0,902
								0,3	0									547	0,902
								0,3	0									548	0,902
								0,3	0								550	551	0,907
								0,3	0									552	0,907
0,3	0	553	0,907																
17	0	0	0	10 34.790	65	0	25	0,3	0	555							0,954		
								0,3	0								556	0,954	
								0,3	0								557	0,954	
								0,3	0								558	0,954	
								0,3	0								559	0,954	
								0,3	0								560	0,954	
								0,3	0								561	0,954	
								0,3	0								563	564	0,957
								0,3	0									565	0,957
								0,3	0									566	0,957
								0,3	0								568	569	0,945
								0,3	0									570	0,945
0,3	0																		
18	0	70	30	0	0	0	0	0,3	0	727			728	729			0,882		
								0,3	0								731	0,890	
								0,3	0								735	0,891	
19	0	0	20	80 35.940	0	0	0	0,3	0	767			768	769			0,898		
								0,3	0								771	0,906	
								0,3	0								777	0,908	
								0,3	0								775	0,898	
								0,3	0										
20			20	80 35.037				0,3	0				788	789			0,917		
								0,3	0								790	0,919	

Die chemischen Analysen der Elemente C und S wurden mit Hilfe der Verbrennungsmethode (LECO), die Elemente Si, Mn, P, Mg, Cu, Cr, Ni und Mo wurden an einem Plasmaspektrometer (ICP VARIAN VISTA MPX) bestimmt. Die Stickstoffgehalte der Proben wurden nasschemisch bestimmt.

Um die Treffsicherheit bei der Einstellung der Zusammensetzung zu erhöhen wurden anfangs die Schmelzen nicht mit industrieüblichen hohen Stahlanteilen hergestellt, sondern nur aus Roheisen mit einem Stahlanteil welcher zum Erreichen des geforderten Kohlenstoffanteiles notwendig ist.

Die Schmelzekontrolle erfolgte anhand der Vorprobe mit einem Thermoanalytensystem der Firma OCC Gesellschaft für physikalische Messtechnik und kybernetische Systeme. Die zur Auswertung verwendete Software ist Phase Lab von der Firma OCC. Zur Kohlenstoff- und Siliziumbestimmung wird ein Tiegel mit Tellur verwendet (Bild 49). Tellur bewirkt als sehr starker Karbidbildner eine vollkommen karbidische (weiße) Erstarrung der Probe und ermöglicht somit die Kohlenstoff- und Siliziumbestimmung.



Bild 49: Thermische Analyse zur C und Si Bestimmung, Tiegel mit Te

Es wird die Abkühlkurve digital aufgenommen und mit Hilfe der Software PhaseLab ausgewertet. Der Liquiduspunkt, die eutektische Temperatur und EOF (end of freezing) der metastabil erstarrenden Schmelze werden bestimmt (Bild 50).

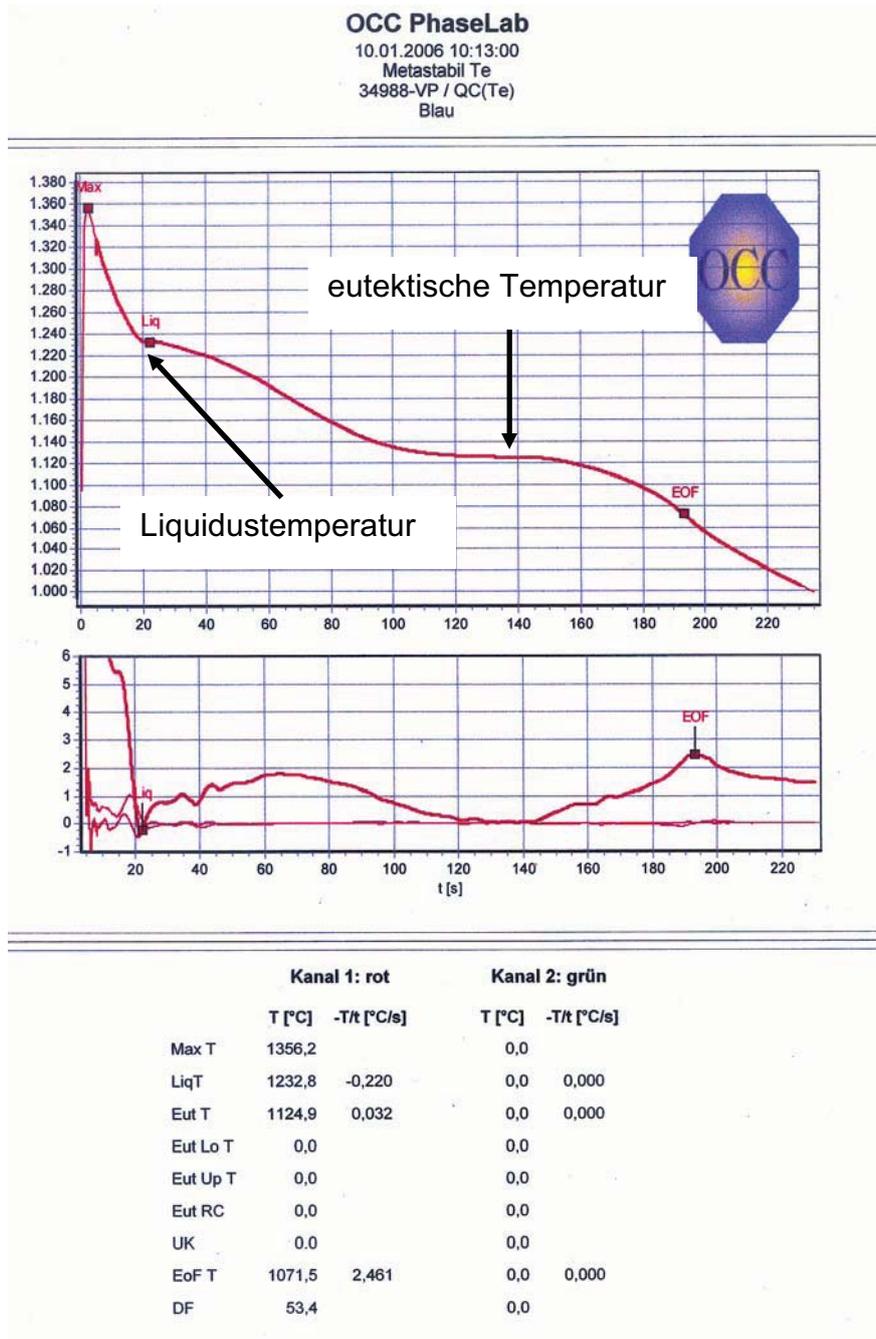


Bild 50: Abkühlkurve der weiß erstarren (Tiegel mit Te) Probe

Die Berechnung des Sättigungsgrades erfolgt über eine lineare Beziehung (Gl. 15) aus der Liquidustemperatur.

$$S_c = a + b \cdot T_L$$

Gl. 15

Die metastabile eutektische Temperatur wird durch den Silizium- und Phosphorgehalt in der Schmelze abgesenkt. Da der Phosphorgehalt von modernen Gusseisen annähernd konstant niedrig ist, kann der Korrekturfaktor der eutektischen Temperatur zu tieferen Werten aufgrund von Phosphor als Konstante angesehen werden. Der Zusammenhang zwischen Abfall der eutektischen Temperatur und Siliziumgehalt kann als linear betrachtet werden, d. h. mit zunehmendem Siliziumgehalt kommt es zu einem linearen Abfall der eutektischen Temperatur. Die Berechnung des Siliziumgehaltes erfolgt über eine lineare Beziehung (Gl. 16) aus der eutektischen Temperatur.

$$\%Si = a + b * T_E \quad (\% P \text{ konstant}) \quad \text{Gl. 16}$$

Der Kohlenstoffgehalt wird aus der Liquidustemperatur und der eutektischen Temperatur über die in Gleichung 17 angegebene lineare Beziehung errechnet.

$$\%C = a + b * T_L + c * T_E \quad \text{Gl. 17}$$

Der mit Hilfe der thermischen Analyse ermittelte Silizium- und Kohlenstoffgehalt (Vorprobe) wird mit den Sollwerten des Schmelzblattes verglichen und bei Bedarf eine Silizium- und/oder Kohlenstoffkorrektur durchgeführt.

Zur Schmelzekontrolle wurde eine weitere thermische Analyse in einem Doppelkammertiegel (ohne Tellur !) durchgeführt

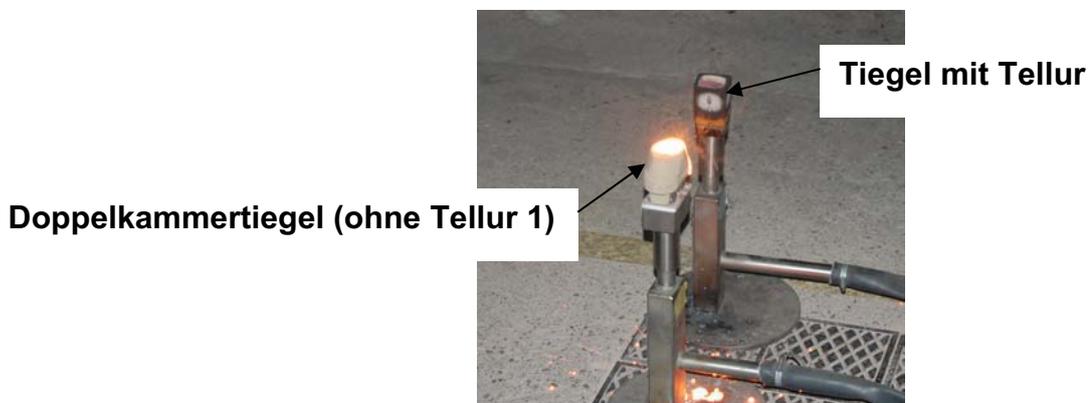


Bild 51: Thermische Analyse im Doppelkammertiegel

Die Größe der sich einstellenden Unterkühlung der eutektischen Erstarrung der grau erstarrenden Probe kann zur Bewertung des vorliegenden Keimzustandes und damit der Impfung herangezogen werden. Eine große sich ausbildende Unterkühlung weist auf einen schlechten Keimhaushalt in der Schmelze und damit auf eine unwirksame oder nicht vorhandene Impfung hin.

Alternativ kann die Impfwirkung durch eine Keilprobe beurteilt werden (Bild 52).

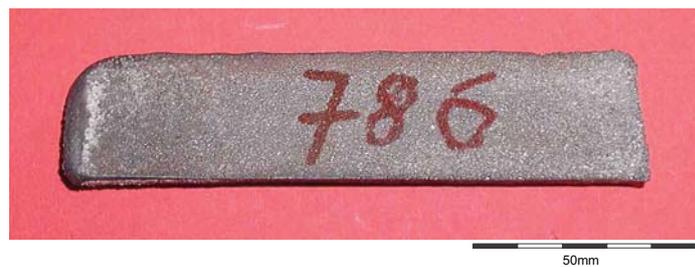


Bild 52: Keilprobe

Die Keilprobe wird nach dem Auskühlen mit einem Hammerschlag gebrochen und der Anteil des weiß erstarrten Bereiches (karbidisch) ausgemessen. Bei gleicher Schmelzezusammensetzung nimmt mit einer zunehmenden Größe des weiß erstarrten Bereiches die Wirkung der Impfung ab. Bild 53 zeigt beispielhaft den Einfluss des Keimhaushaltes auf das Bruchbild (Verhältnis weiß zu grau erstarrenden Bereich). Der Keimhaushalt wurde durch unterschiedlich langes überhitzen der Schmelze verschlechtert und durch Impfen der Schmelze verbessert.

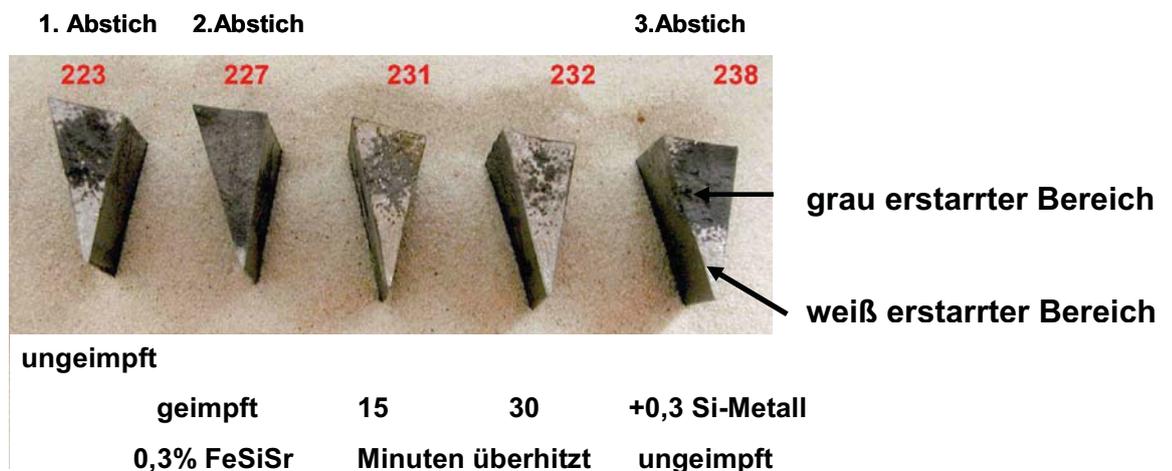


Bild 53: Gebrochene Keilproben, Wirkung des unterschiedlichen Keimhaushaltes auf das Bruchbild

Das Gießen der Platten erfolgte stehend offen mit aufgesetzten keilförmigen Speiser. Der für die Platten bzw. Stangen verwendete Formstoff war betonitgebundener Sand. Die gegossene Probekörper wurden jeweils am nächsten Tag kalt entformt. Das Bild 54 zeigt die abgegossenen Platten mit den Wandstärken von 40, 20 und 10 mm.

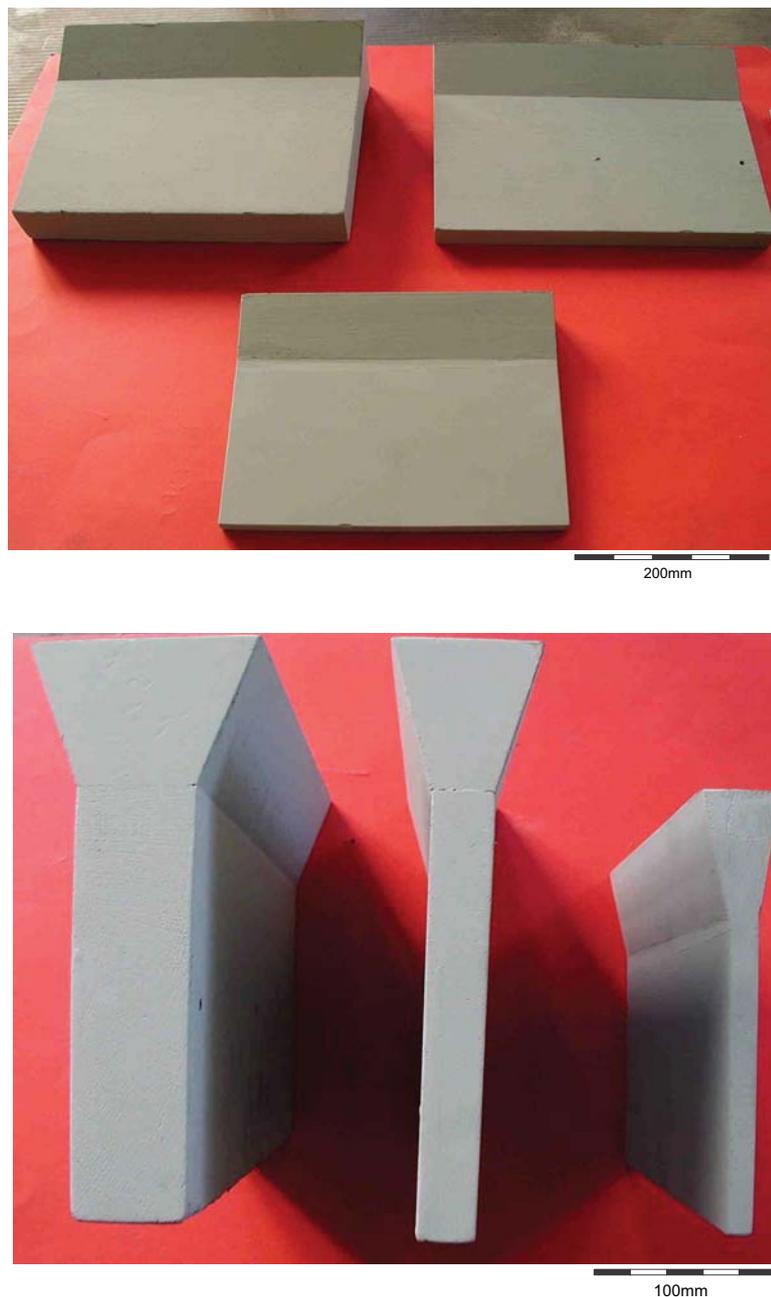


Bild 54: Abgegossene Platten mit einer Wandstärke von 40, 20 und 10 mm

Wie aus Bild 55 ersichtlich wurden die Platten in 10 Einzelproben für Zug- bzw. Zug-Druck-Wechselversuche aufgeteilt. Um eine möglichst gleichmäßige Gefügeaufteilung zu gewährleisten wurden die rot gekennzeichneten Randbereiche als Verschnitt verworfen.

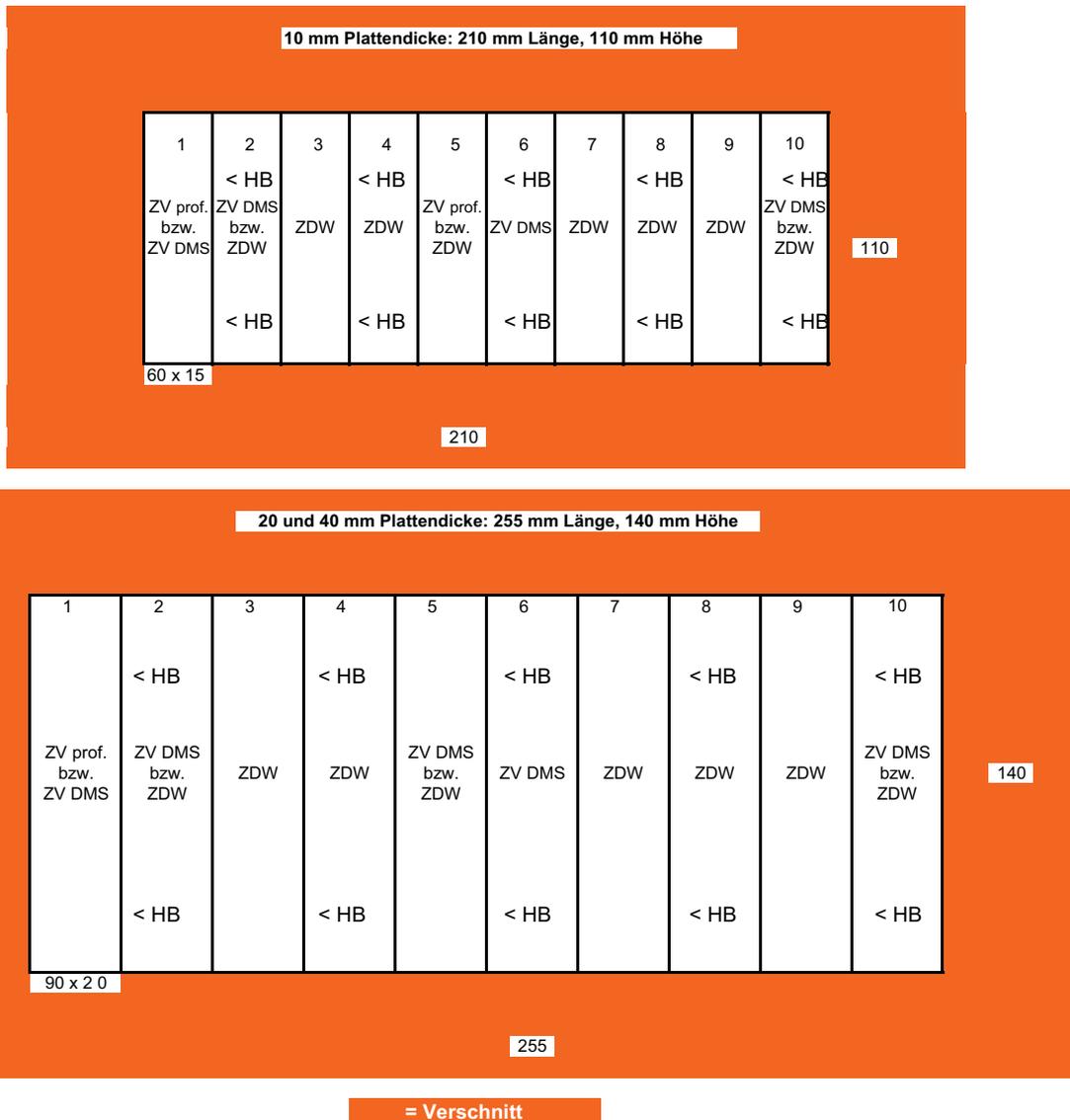


Bild 55: Probenlage 40, 20 und 10 mm Platten, ZF prof.: profilierter Zugversuch, ZF DMS: Feinzugversuch, ZDW: Zug/Druck-Wechsel, HB: Härte nach Brinell

Von den beiden Schmelzen mit der Nr. 2 und 4 wurden als Vergleich jeweils profilierte und zylindrische Zugproben geprüft.

Von dem restlichen Schmelzen wurden nur mehr zylindrische Zugproben geprüft, d.h. Probenposition 1 ist eine zylindrische Zugprobe und Probenposition 2 ist eine Zug/Druck-Wechselprobe (Bild 55).

Alle Härteprüfungen wurden mit einer EMCO TEST M5U-030 Universalhärteprüfmaschine der Firma EMCO-TEST Prüfmaschinen GmbH durchgeführt (Bild 56).



Bild 56: Universalhärteprüfer EMCO TEST M5U-030 der Firma EMCO TEST Prüfmaschinen GmbH

An den Rohlingen der Feinzugproben und der Zug/Druck-Wechselproben wurde, wie im Bild 55 markiert, die Härte HBW 10/3000 nach ÖNORM EN ISO 6506-1 bestimmt [60].

Um den Einfluss von unterschiedlichen Ferritgehalten auf die Spannungs/Dehnungskurve und die Zug/Druck-Wechselfestigkeit zu bestimmen wurde Ferrit durch Wärmebehandeln erzeugt (Schmelze 7) und durch Wärmebehandeln (Schmelze 10) beseitigt.

Zur Erzeugung unterschiedlicher Ferritgehalte wurden die 40, 20 und 10 mm Platten der Schmelze 7 wie im Bild 55 gezeigt zerteilt.

Anschließend wurden die Rohlinge für die Feinzugproben und Pulsatorproben von drei 40, 20 und 10 mm Platten im Ofen bei 850°C für 1 Stunde und 15 Minuten gegläht. Ein Plattensatz (40, 20 und 10 mm) wurde im Gusszustand geprüft.

Die Literatur zeigt, dass zum Erzielen eines ferritischen Gefüges der Temperaturbereich von 800 bis 680 °C langsam (10 bis 20 K/h) durchlaufen werden muss und anschließend kann eine normale Ofenabkühlung erfolgen kann [61].

Um unterschiedliche Ferritanteile zu produzieren wurde jeweils ein Plattensatz (40, 20 und 10 mm) an Pressluft, an ruhender Luft und in einem Isoliermaterial abgekühlt. Als Isoliermaterial wurden Schamottziegel verwendet, welche so zusammengestellt wurden, dass sich eine Kammer bildete in welcher die Proben nach dem Austenitisieren gelegt wurden. Nachdem die Proben nach dem Austenitisieren in die Kammer eingelegt wurden, wurde die Kammer mit einem Schamottstein verschlossen und die Proben verblieben bis zu ihrer vollständigen Abkühlung in der Kammer.

Der Einfluss einer Verringerung von Ferrit durch Wärmebehandeln auf der Spannungs/Dehnungs-Kurve und die Zug/Druck-Wechselfestigkeit wurde untersucht (Schmelze 10). Zu diesem Zwecke wurden wie oben beschrieben ein Plattensatz (40 und 20 mm Platten) für 1 Stunde und 15 Minuten bei 850°C austenitisiert und anschließend mit Pressluft abgekühlt. Ein Plattensatz (40 und 20 mm Platten) wurde im Gusszustand geprüft.

Bei den Schmelzen 16 und 17 wurden an den Rohlingen für die Feinzugproben, die Zug/Druck-Wechselproben, die Zug/Schwellproben und den Umlaufbiegewechselproben ebenfalls die Härte HBW 10/3000 wie im Bild 57 markiert nach ÖNORM EN ISO 6506-1 bestimmt [60]

Um die Zug/Druck-Wechselfestigkeit, die Zug-Schwellfestigkeit und die Umlaufbiegewechselfestigkeit nach dem Treppenstufenverfahren mit einer erhöhten Probenzahl zu berechnen wurden die Schmelzen 16 und 17 angefertigt. Es wurden je Schmelze jeweils vier Platten mit einer Dicke von 40 und 20 mm abgegossen. Die Probenlagen für die unterschiedlichen Prüfungen sind aus Bild 57 zu entnehmen.

	1	2	3		4	5	6	7	
	< HB								
FZ	ZD	ZD	ZD	FZ	ZD	ZD	ZD	ZD	ST
	< HB								

8	9	10	11	12	13	14	15	1	2
	< HB								
ZD	ZD	ZD	ZD	ZD	ZD	ZD	ZD	ZS	ZS
	< HB								

3	4	5	6	7	8	9	10
	< HB		< HB		< HB		< HB
ZS	ZS	ZS	ZS	ZS	ZS	ZS	ZS
	< HB		< HB		< HB		< HB

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
	< HB										
UB	UB	ZS	ZS								
	< HB										

Bild 57: Probenlagen 20 und 40 mm Platten, Schmelzen 16 und 17, 20 und 40 mm Plattendicke: 210 mm Länge und 140 mm Höhe, FZ: Feinzugversuche, ST: Stufenzugversuche, ZD: Zug/Druck-Wechsel, ZS: Zug/Schwell, UBW: Umlaufbiegewechsel, HB: Härte nach Brinell

Es wurden je Schmelze und je Plattendicke jeweils 2 Feinzugproben, 1 Stufenzugprobe, 15 Zug/Druck-Wechselproben, 11 Zug/Schwellproben und 10 Umlaufbiegewechselproben entnommen.

Für die Untersuchung des Einflusses von feinen Graphit und einer sehr hohen, im Sandguß nicht erreichbaren, eutektischen Kornzahl auf die Spannungs-Dehnungs-Kurve und die Schwingfestigkeit wurde ein industriell gefertigter Kokillengussbarren mit 200 mm Durchmesser verwendet (Bild 58).



Bild 58: Kokillengussbarren mit einem Durchmesser von 200 mm

Das Kokillengussstück weist aufgrund unterschiedlicher Abkühlbedingungen an Rand und Mitte einen Gefügegradienten auf. Zur Quantifizierung dieses Gefügeunterschiedes wurden sowohl zügige Feinzugversuche als auch Hysteresisfeinzugversuche über den gesamten Querschnitt des Kokillengussstückes durchgeführt (Bild 59).

Es wurde die chemische Zusammensetzung des Kokillengussstückes bestimmt. Weiters wurden an den Feinzugversuchen (Position 1 bis 5 in Bild 59) metallographische Schlitze angefertigt und die Graphitanordnung nach EN ISO 945 [31], die eutektische Kornzahl und auch die längsten Sehnen an den Graphitlamellen bestimmt.

Im Bereich der Position 1 bzw. 10 (randnaher Bereich) wurden 12 auf einen Kreis mit konstantem Mittelpunktsabstand liegende Pulsatorproben und 4 Proben für Feinzugversuche entnommen.

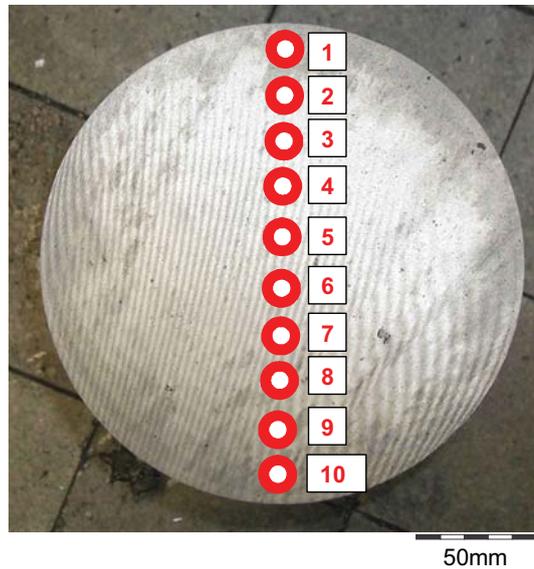


Bild 59: Kokillengussstück, Position 1 bis 5: zügige Feinzugversuche, Position 6 bis 10: Hysteresisfeinzugversuche

Zur Verifizierung der Schriftumsangaben [17, 18, 34] von Grauguss mit einer „zähen Matrix“ wurde die Schmelze 13 mit einem abgesenkten Silizium- (Silizium: 1,3 %) und Mangangehalt (Mn: 0,25 %) angefertigt.

Zur Verifizierung des in der Literatur [9, 10] angegebenen Einflusses des Stickstoffgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften von Grauguss wurden 3 Versuchsschmelzen (Schmelze Nr. 18, 19 und 20) im sauer zugestellten Mittelfrequenzinduktionsofen bzw. im Graphittiegel hergestellt. Technischer Kalkstickstoff wurde (CaNCN, Produktname CALZOT) wurde als Stickstoffträger verwendet. Die nominelle Zusammensetzung (Laut Firma Skw-Gießerei) ist aus der Tafel 9 zu entnehmen.

Tafel 9: Technischer Kalkstickstoff (CaNCN), nominelle Zusammensetzung

% CaCN₂	% Nges. mind.	% CaO	% Ca	% Cges.	% C frei
ca. 66	23,5	ca. 15	ca. 33	ca. 22,5	ca. 12

Die Zugabe des Kalkstickstoffes erfolgte im Ofen vor dem Abstich. Der Kalkstickstoff wurde auf das abgeschlackte Bad aufgegeben und anschließend eingerührt.

Bei den Schmelzen mit den Nummern 18 und 19 wurde der Stickstoffgehalt schrittweise durch Zugabe von Kalkstickstoff von ca. 60 ppm auf 110 ppm erhöht und zwar bei Titangehalten von jeweils 0,030 % (Schmelze Nr. 18) bzw. 0,08 % (Schmelze Nr. 19). Ein Stickstoffgehalt von 206 ppm wurde bei der dritten Schmelze (Schmelze Nr. 20) eingestellt.

Zur Vermeidung von starker Ferritbildung bei niedrigen Stickstoffgehalten wurde bei allen Proben ein Kupfergehalt von ca. 0,3 % eingestellt. Beim letzten Abstich der Schmelze 35.037 wurde der Kupfergehalt auf 0,8 % erhöht. Damit soll untersucht werden, ob Stickstoff nur eine Perlitbildung oder zusätzlich auch eine Perlitfeinung und/oder Mischkristallverfestigung bewirkt. Alle Proben wurden mit 0,3 % FeSiSr in der Pfanne geimpft.

4.2 Gefüge

Es wurde von jeder Feinzugprobe ein metallographischer Schliff angefertigt (Bild 60).

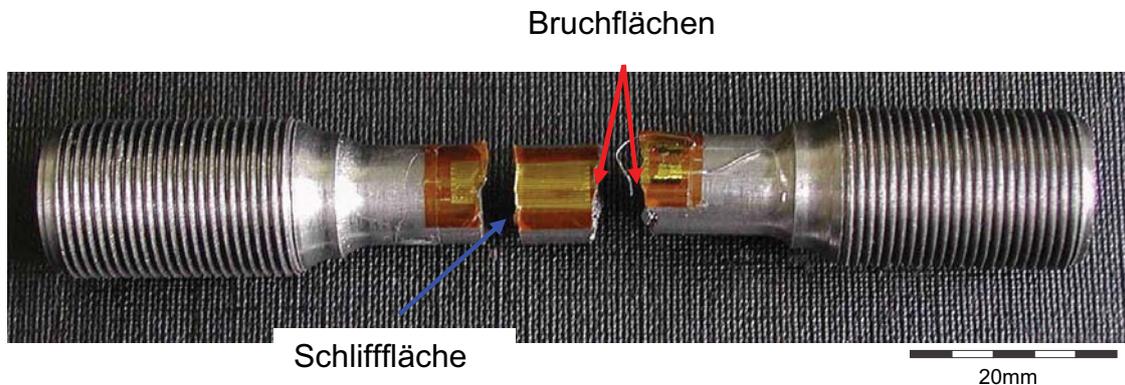


Bild 60: Kokillengussstück, Position 1 bis 5: zügige Feinzugversuche, Position 6 bis 10: Hysteresisfeinzugversuche

Die metallographischen Schliffe wurden unter dem Mikroskop (Olympus BX 51) mit einem Bildverarbeitungsprogramm der Firma SIS, analySIS 3.2 abgelichtet. Um die vollständige Schlifffläche für die anschließenden numerischen Auswertungen zu dokumentieren, wurden je metallographischer Schliff 8 Bilder mit einer Vergrößerung von 100 angefertigt.

Eine Reduktion der Vergrößerung auf z.B. 50-fach, um weniger Bilder und damit verbunden mit einem geringeren Aufwand die Schlifffläche vollständig zu dokumentieren, war aufgrund der für die anschließende numerische Auswertung zu geringen Größe der Gefügedetails nicht möglich.

Es wurde ein Verfahren zur reproduzierbaren Graphitmengenbestimmung entwickelt, die Länge der Graphitlamellen wurde bildanalytisch bestimmt und verschiedene Ätzverfahren wurden zur Ermittlung der eutektischen Kornzahl angewendet.

Eine Charakterisierung des Matrixgefüges hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften wurde versucht anhand von Vickers – Kleinlasthärtemessungen, Mikrohartmessungen und bildanalytisch durch Vermessung des Zementitlamellenabstandes des Perlits.

4.2.1 Graphitmenge

Der maßgebliche Einfluss auf die Zugfestigkeit von Grauguss ist bei konstanter Wanddicke (konstante Abkühlgeschwindigkeit) die Graphitmenge. Die Graphitmenge wird zur Qualitätskontrolle in der Herstellung und Gussteilbeurteilung üblicherweise durch den Sättigungsgrad charakterisiert.

Seit der Verfügbarkeit der bildanalytischen Gefügeanalyse wird der Graphitanteil in Veröffentlichungen [51] in der gegenständlichen Thematik zunehmend auch metallographisch ermittelt und die mechanischen Eigenschaften direkt aus der bildanalytisch ermittelten Graphitmenge abgeleitet. Im Zuge der vorliegenden Arbeit wurde die Zuverlässigkeit der bildanalytischen Graphitmengenbestimmung genauer untersucht. Preis und Helmke postulierten, dass bei durchgeführten Ringversuchen zur Bestimmung des Porengehaltes in Aluminiumdruckgussteilen mittels quantitativer Bildanalyse die Abweichungen in den Ergebnissen bei über 100 % lagen [52]. Die bildanalytische Bestimmung des Porenanteiles in Gussteilen ist kongruent mit der bildanalytischen Bestimmung des Graphitanteiles im Gusseisen.

Das Problem der bildanalytischen Gefügebestimmung liegt in der Trennung von Matrixwerkstoff und zu bestimmende Phase. Bei Gusseisen mit Lamellengraphit ist die Phasengrenzfläche im Vergleich zum Volumsanteil sehr groß. Ohser und Lorz postulieren, dass die theoretische Genauigkeit der bildanalytischen Kohlenstoffbestimmung bei 0,1 bis 0,15 % liegt [53]. Der große Unsicherheitsfaktor in der bildanalytischen Graphitmengenbestimmung liegt in der stark subjektiven, vom jeweiligen User abhängigen Schwellwertsetzung [52].

Es wurde im Zuge dieser Arbeit versucht ein reproduzierbares, vom jeweiligen User unabhängiges Verfahren zur Graphitmengenbestimmung zu entwickeln.

Mit dem Befehl „Schwellwert setzen“ werden die Grenzen des Intervalls, d.h. die obere und die untere Schwelle bestimmt. So umfasst eine Phase mit den Schwellwerten 0 und 100 alle Grauwerte G , die zwischen 0 und 100 liegen.

Es wurde versucht die Schwellwertsetzung mit Hilfe der zweiten Ableitung des geglätteten Histogramms der Grauwertverteilung unabhängig vom jeweiligen Bediener zu gestalten (Bild 62). Die Glättungsfunktion bewirkt eine Glättung des Kurvenverlaufes im Histogramm. Dies ist insbesondere für die nachfolgenden Ableitungsfunktionen wichtig, da Ableitungen des ungeglätteten Histogramms starke Schwankungen aufweisen können, welche den prinzipiellen Kurvenverlauf überdecken.

Die Histogramme der Grauwertbilder bestehen jeweils aus einem hohen Peak, welcher dem Grauwert der Matrix entspricht und verschiedenen kleinen Peaks, die den unterschiedlichen Grauwerten der Graphitlamellen entsprechen (Bild 61).

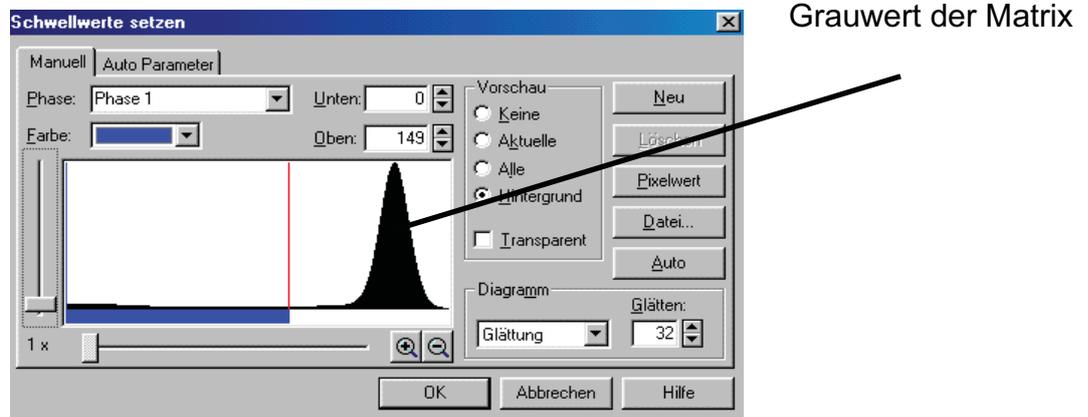


Bild 61: Geglättetes Histogramm der Grauwertverteilung

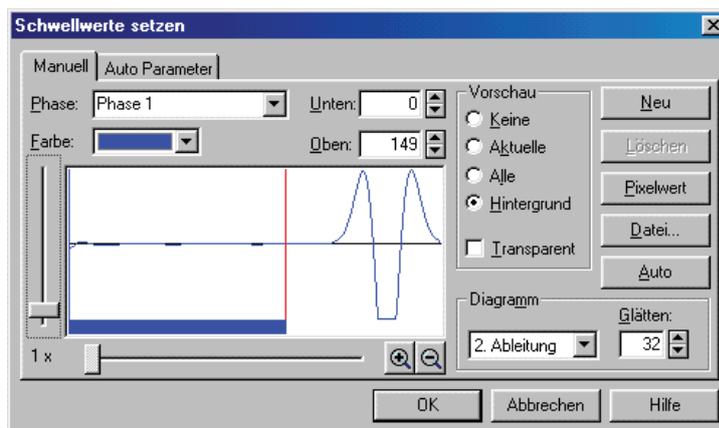


Bild 62: Zweite Ableitung des geglätteten Histogramms der Grauwertverteilung

Für die Verfahrensentwicklung der bildanalytischen Graphitmengenbestimmung wurden je metallographischen Schliff acht Bilder mit einer Vergrößerung von 100 abgelichtet. Anschließend wurde die Graphitmenge bildanalytisch und als Referenz chemisch – analytisch bestimmt.

Zur Umrechnung des analytisch als Masseprozent ermittelten Graphitgehaltes in Volumenprozent, wird die Dichte des Graphits und des Matrixwerkstoffs benötigt.

Die Dichte des Matrixwerkstoffes kann annähernd mit der Dichte von perlitischem Stahl gleichgesetzt werden, die Literaturwerte für die Dichte des Graphits streuen jedoch stark von 1,8-2,3 g/cm³.

Es wurden daher die Mischdichten an kubischen Proben mit einer Seitenlänge von 10 mm durch die Verdrängungsmethode nach Archimedes bestimmt.

Über den aus der chemischen Analyse bestimmten Massenanteil Graphit wird die Masse an Graphit m_{Graphit} und die Masse an Matrixwerkstoff m_{Matrix} der Probe bestimmt.

Mit der aus der Literatur bekannten Dichte der Matrix und der nach dem Prinzip von Archimedes bestimmten Mischdichte der jeweiligen Probe wurde die Dichte des Graphits nach Gl. 18 bestimmt.

$$\rho_{\text{misch}} = \frac{m_{\text{Probe}}}{\frac{m_{\text{Matrix}}}{\rho_{\text{Matrix}}} + \frac{m_{\text{Graphit}}}{\rho_{\text{Graphit}}}} \quad \text{Gl. 18}$$

Über die berechnete Dichte des Graphits wird der Volumenanteil an Graphit in der Probe bestimmt.

Mit Hilfe des berechneten Graphitanteils der Probe in Volumenprozent als Referenzwert, wurde ein Verfahren zur objektiven, vom jeweiligen User unabhängigen, Schwellwertsetzung auf Basis der zweiten Ableitung des geglätteten Histogramms der Grauwertverteilung zur bildanalytischen Graphitmengenbestimmung entwickelt.

4.2.2 Bestimmung der Lamellenlänge

Die Länge der Graphitlamellen wird mittels digitaler Bildanalyse quantitativ beschrieben werden.

Aus Automatisierungs- und technischen Gründen werden nicht die Absolutlängen der Graphitlamellen, sondern die längsten Sehnen ermittelt (Bild 63) da diese die von den Graphitlamellen verursachten Kerbwirkungen besser beschreiben als die Absolutlängen.

Die Sehnenlängen der Graphitlamellen wurden pro metallographischer Schliff an acht Gesichtsfeldern bei hundertfacher Vergrößerung bildanalytisch bestimmt. Anschließend wurden aus den an den acht Gesichtsfeldern gemessenen Sehnenlängen die insgesamt längste sowie der Mittelwert aus den 5, 10, 20 und 25 längsten Sehnenlängen gebildet.

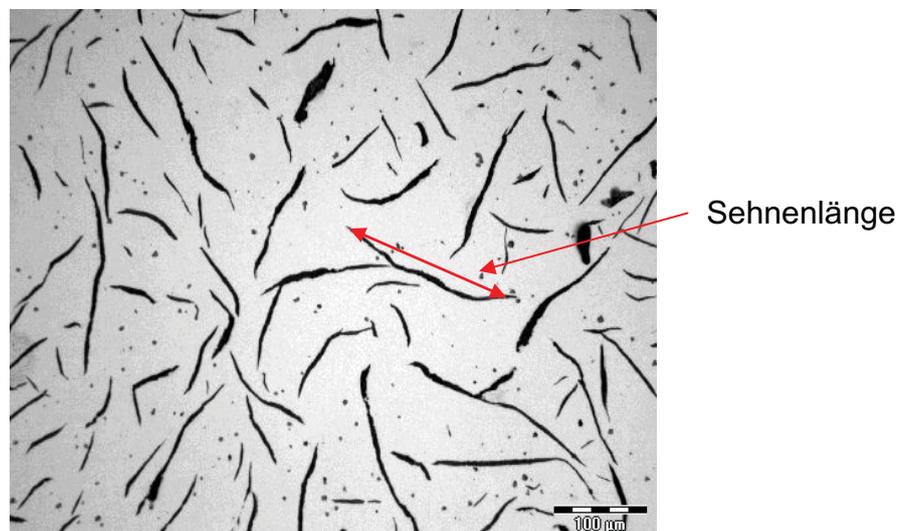


Bild 63: Bestimmung der Sehnenlängen der Graphitlamellen

4.2.3 Bestimmung der Teilchendichte

Die bildanalytisch an den acht Gesichtsfeldern je metallographischen Schliff gemessenen Sehnenlängen wurden addiert. Alle Sehnenlängen die kleiner als 5 μm sind wurden als Artefakte aus der Berechnung ausgeschieden. Anschließend wurde die Gesamtanzahl der an den acht Gesichtsfeldern je Schliff gemessenen Sehnenlängen durch die Gesamtfläche dividiert und somit die Teilchendichte [Teilchen pro cm^2] bestimmt.

4.2.4 Bestimmung der eutektischen Zellenzahl

Es wurden verschiedene Methoden zur Visualisierung und Bestimmung der eutektischen Kornzahl untersucht.

Die Visualisierung der Korngrenzen ist schwierig, da der Ätzeffekt eine Folge der Phosphorseigerungen an den Korngrenzen ist, jedoch die Phosphorgehalte der modernen Gusseisen sehr niedrig sind. Es wurden Ätzungen in Natriumpikrat (Tafel 10) und in kochender Natriumchromatlösung (Tafel 11) durchgeführt. Die Ätzung in Natriumpikrat erfolgt bei 50 °C für 2 bis 15 Minuten [15]. Die Ätzzeiten in der kochenden Natriumlösung betragen drei bis fünf Minuten.

Tafel 10: Chemische Zusammensetzung von Natriumpikrat [15]

75 ml	destilliertes Wasser
25 g	Natriumhydroxid (NaOH)
2 g	Pikrinsäure ($\text{C}_6\text{H}_3\text{N}_3\text{O}_7$)

Tafel 11: Chemische Zusammensetzung von Natriumpikrat [15]

35 g	Natriumhydroxid (NaOH)
5 g	Chromoxid (CrO_3)

Es wurde versucht die eutektische Kornzahl an mit Natriumpikrat geätzten Schlifflinien anhand von Vergleichsbildern nach dem bisher verwendeten ASTM-Sechseck-Monokornraster [55] zu bestimmen.

Der Vorteil des Verfahrens ist, dass die Abschätzung der spezifischen Kornzahl relativ einfach und auch bei nur teilweise sichtbarem (nicht geschlossenem) Korngrenzennetzwerk durchführbar ist. Nachteilig sind die großen Sprünge in der Kornzahl der Vergleichsbilder (jeweils eine Verdoppelung der Kornzahl) und eine teilweise nur sehr mangelhafte Möglichkeit der Erkennung des Korngrenzennetzwerkes durch den Ätzeffekt.

Als weiterer Ansatzpunkt wurde am mit Natriumpikrat geätzten Schliff die größte sichtbare eutektische Zelle identifiziert. Die Bestimmung der eutektischen Kornzahl erfolgte nach der Kreismethode (Bild 64). Es wurde von der Modellvorstellung ausgegangen, dass nur die größten gemessenen Körner repräsentativ für die tatsächlich vorliegende Korngröße sind, da nur ein geringer Teil der Körner durch einen Meridianschnitt, d. h. in wahrer Größe, im Schliffbild sichtbar wird [86]. Diese Prämisse der Vorgehensweise würde jedoch voraussetzen, dass es sich um ein Monokorn handelt, was stark bezweifelt werden darf.



Bild 64: Bestimmung der eutektischen Kornzahl mittels Kreismethode

Jene Methode, welche den im Gefüge tatsächlich vorliegenden Verhältnissen am nächsten kommen würde, musste aufgrund der bei vielen Proben nur bruchstückhaften Sichtbarkeit des Korngrenzennetzwerkes (typischerweise sind nur $\frac{1}{2}$ bis $\frac{2}{3}$ der Körner im Gesichtsfeld erkennbar) bei einer Ätzung mit Natriumpikrat wieder verworfen werden.

Nach Vergleich der drei Methoden hat sich trotz des Unsicherheitsfaktors der Korngrößenverteilung, welche durch die Bestimmung des größten sichtbaren Kornes in der Auswertung nicht berücksichtigt wurde, die Kreismethode als die zweckmäßigste erwiesen, da die Bestimmung der eutektischen Kornzahl relativ rasch, stufenlos und auch einigermaßen sicher durchgeführt werden kann.

Eine persönliche Mitteilung von Dr. Kowalsky [16] über vorhandene Literatur von Zellenätzungen der Gusseisen mit Lamellengraphit [54] führte zu einem Ätzmittel (Natriumchromatlösung), welches an nahezu allen Proben eine fast vollständige Sichtbarkeit des Korngrenzennetzwerkes erlaubt.

Aufgrund der für den Zweck wenig zufrieden stellenden Ergebnisse wurden alle mit Natriumpikratlösung geätzten Schliche neu präpariert und in kochender Natriumchromatlösung geätzt und die eutektischen Zellen durch Auszählen und anschließender Umrechnung in Zellen/cm² ermittelt.

Das Bild 65 zeigt beispielhaft anhand von Proben aus 40 mm Platten entnommen, geimpft und ungeimpft, die sichtbaren eutektischen Körner nach einer Ätzung in kochender Natriumchromatlösung.

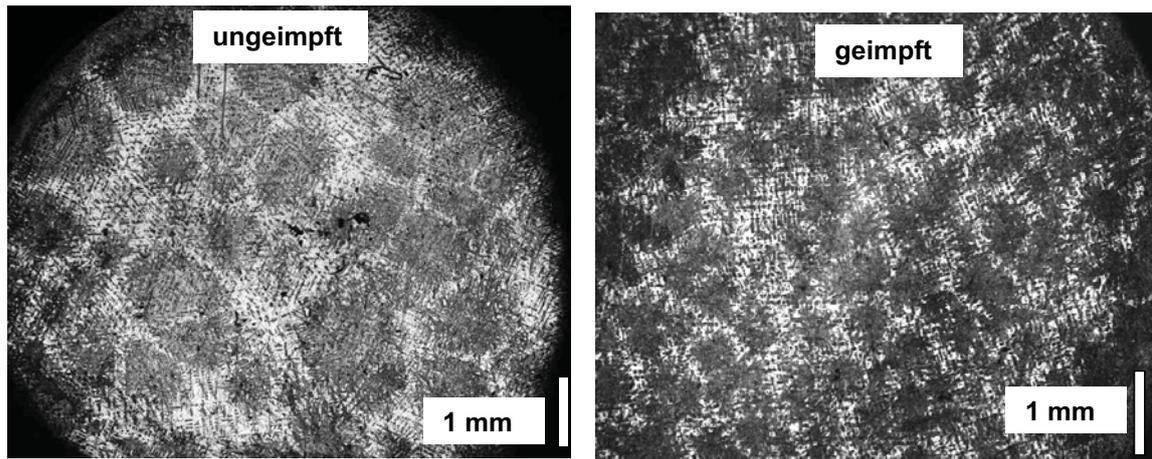


Bild 65: Eutektische Körner, Ätzung in kochender Natriumchromatlösung

Die ermittelten eutektischen Kornzahlen betragen bei der ungeimpften 115 und bei der geimpften Probe 240 Körner pro cm^2 .

Somit ist die entwickelte Methode des Auszählens des eutektischen Körner an in kochender Natriumchromatlösung geätzten Schliffen und anschließender Umrechnung in Körner pro cm^2 ein relativ einfaches und sicheres Verfahren um den Keimzustand der Schmelze bei gleich bleibenden Abkühlbedingungen zu beurteilen

4.2.5 Bestimmung des Zementitlamellenabstandes des Perlits

Über den Zementitlamellenabstand des Perlits wurde versucht, das Matrixgefüge zu charakterisieren. Der Zementitlamellenabstand des Perlits ist eine Funktion der Abkühlgeschwindigkeit welche durch die Wandstärke des Gussteiles vorgegeben ist und hängt von den Legierungselementen ab. Perlitbildner z.B. Kupfer und Zinn erniedrigen die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs in der Matrix und verringern somit den Zementitlamellenabstand des Perlits.

Zu diesem Zwecke wurden die metallographischen Schliffe mit einer Vergrößerung von 1000 abgelichtet und am digitalisierten Gefügebild wurde versucht, den Zementitlamellenabstand zu vermessen (Bild 66).

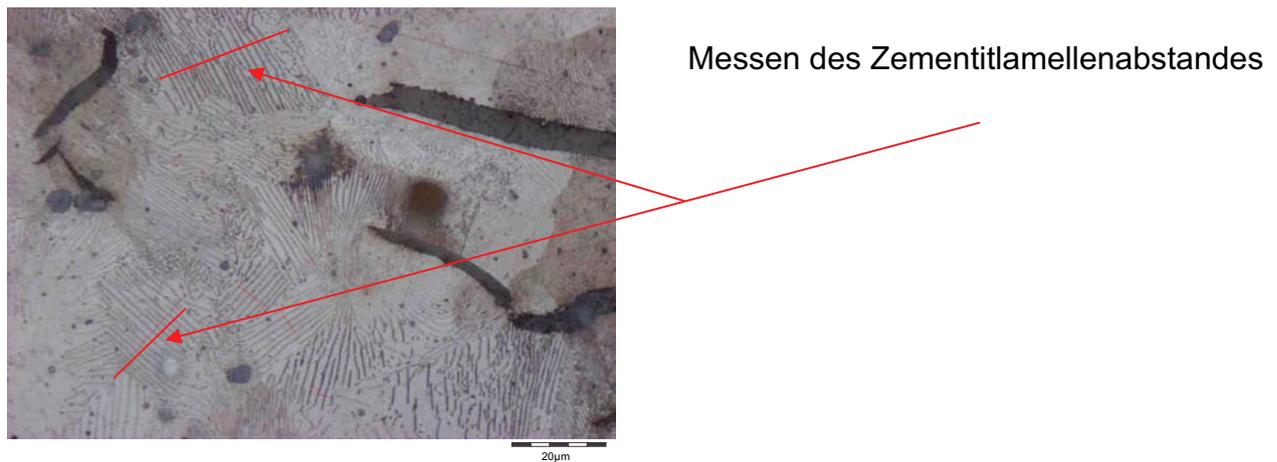


Bild 66: Matrixbeurteilung durch Messung des Zementitlamellenabstandes des Perlits

4.2.6 Matrixgefügebeurteilung durch Kleinlasthärtemessungen nach Vickers

Es wurde versucht, das Matrixgefüge hinsichtlich mechanischer Eigenschaften mit Vicker – Kleinlasthärtemessungen (HV0,2) zu charakterisieren. An ausgewählten metallographischen Schliffen wurden 10 Einzelmessungen (HV0,2) mit einem Kleinlasthärteprüfer von der Firma Zwick durchgeführt. Anschließend wurde aus den 10 Messergebnissen das arithmetische Mittel gebildet.

4.2.7 Matrixgefügebeurteilungen durch Mikrohärtemessungen nach Vickers

An ausgewählten Schliffen wurde versucht, das Matrixgefüge durch Mikrohärtemessungen nach Vickers zu charakterisieren. Die Messungen wurden mit einem Mikrohärteprüfer der Firma Paar (MTH – 4, Mikrohärteprüfer mit Interface für OLYMPUS Okularmikrometer OSM – D4) durchgeführt. Je metallographischem Schliff wurden 10 Messungen durchgeführt und das arithmetische Mittel gebildet.

4.3 Bestimmung der statischen Eigenschaften

Die Prüfungen der statischen Eigenschaften erfolgten auf einer Universalprüfmaschine ZWICK 1484, 200 KN (Bild 67), kalibriert nach DIN EN ISO 7500-1 [58].

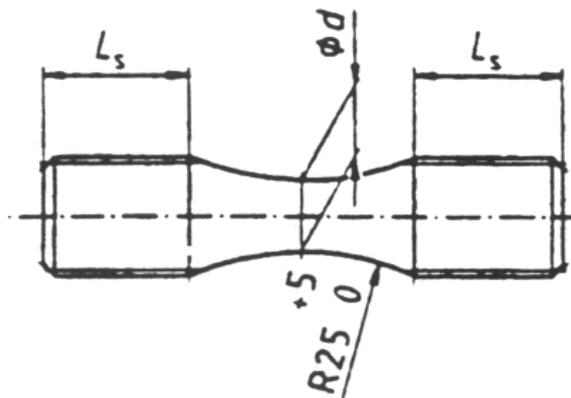


Bild 67: Universalprüfmaschine ZWICK 1484, 200 KN

Es wurden aus den 30 mm \varnothing Stäben zur Charakterisierung des Probematerials profilierte Zugproben, Form A mit 20 mm Prüfdurchmesser laut EN 1561, angefertigt [32] (Bilder 68 und 69).



Bild 68: Profilierte Zugprobe, Form A, 20 mm Prüfdurchmesser, nach EN 1561 [32]



Durchmesser d	20 mm
Gewinde *) ¹	M30
Gewindelänge L_s *) ¹	36 mm
Gesamtlänge	102 mm

Bild 69: Profilierte Zugprobe, Form A, nach EN 1561 [32]

Aus den Platten (40, 20 und 10 mm Plattendicke) wurden jeweils Feinzugproben mit zylindrischer Messlänge laut EN 10 002-1 aus dem Randbereich und der Mitte der Platte angefertigt [56]. Von den beiden ersten Schmelzen mit der Nr. 2 und 4 wurden als Vergleich jeweils profilierte und zylindrische Zugproben geprüft. Nachdem die Ergebnisrelation für R_m der profilierten Zugprobe im Vergleich zu R_m der zylindrischen Zugprobe bekannt war, wurde die profilierte Zugprobe bei den weiteren Schmelzen wegelassen.

Die Feinzugversuche (aus Rand- und Mittelposition der Platte) wurden mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 bzw. 0,5 mm/Minute bei Probendurchmesser ≥ 8 mm (40 und 20 mm Platten), bzw. < 8 mm zügig bis zum Bruch durchgeführt. Ab Schmelze 4 wurden Feinzugversuche ebenfalls als Hystereseversuche zur Ermittlung der Belastungsabhängigkeit des E-Moduls durchgeführt.

Die Feinzugproben wurden in Anlehnung an die Zugprobe Form B nach DIN 50125 gefertigt (Bilder 70 und 71).

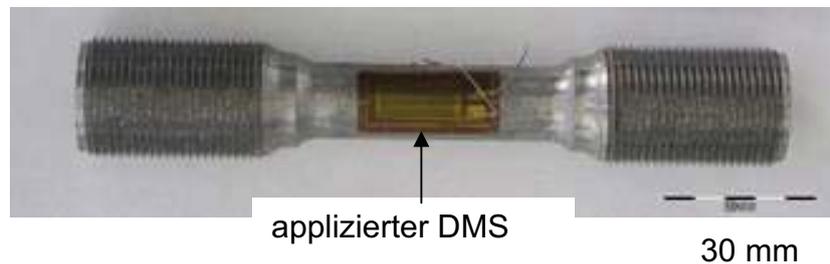


Bild 70: Zylindrische Zugprobe in Anlehnung an DIN 50125 [57]

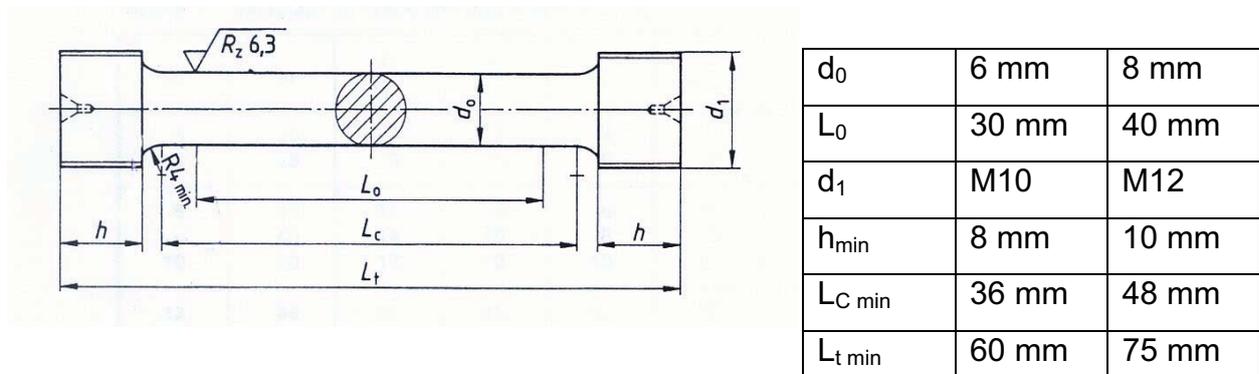


Bild 71: Profilierte Zugprobe der Form B nach DIN 50125 [57]

4.4 Bestimmung der dynamischen Eigenschaften

Die Zug/Druck – Wechselprüfung erfolgte auf einem 20 kN – Hochfrequenzpulsator, Mikrotron der Firma Russenberger Prüfmaschinen AG, kalibriert nach DIN 7500-1 [58] (Bild 72). Die Prüfungen erfolgen kraftgesteuert mit einem Spannungsverhältnis $R=-1$.



Bild 72: 30 KN – Hochfrequenzpulsator, Mikrotron, der Firma Russenberger Prüfmaschinen AG

Aus den Platten (40, 20 und 10 mm Plattendicke) wurden Pulsatorproben angefertigt (Bilder 73 und 74). Von den Schmelzen mit der Nummer 2 und 4 wurden je Platte 6 Pulsatorproben angefertigt. Von den restlichen Schmelzen wurden je Platte 8 Pulsatorproben angefertigt (Bild 55).

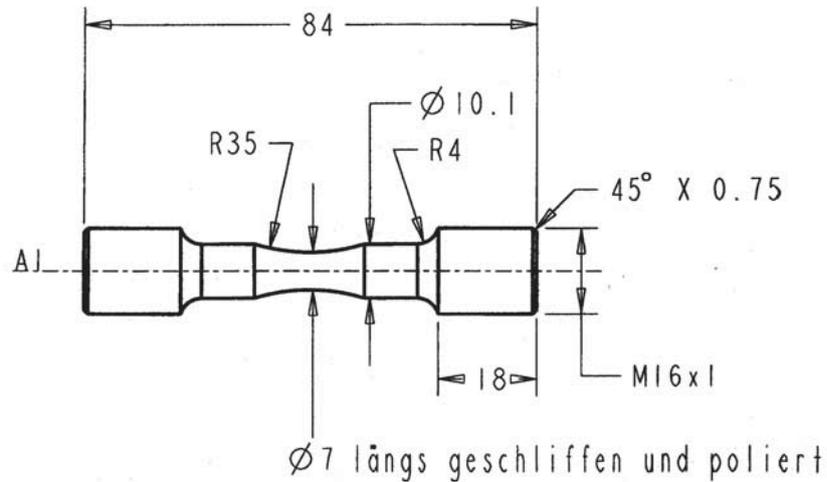


Bild 73: Pulsatorprobe aus 20 und 40 mm dicken Platten

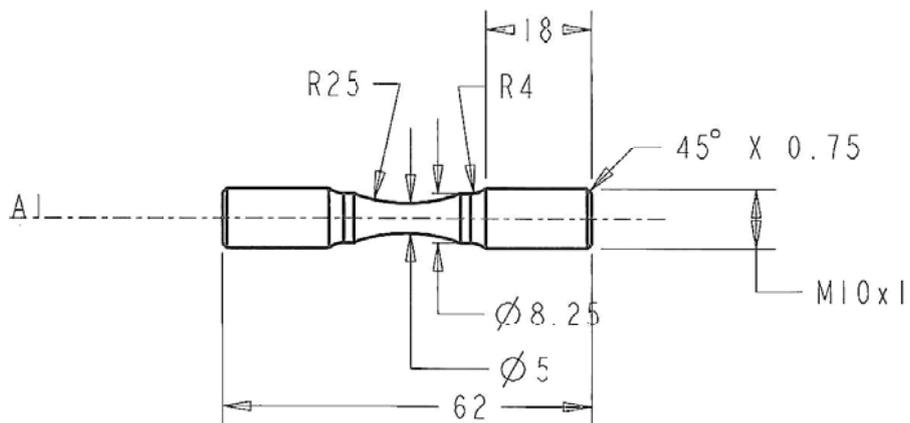


Bild 74: Pulsatorprobe aus 10 mm dicker Platte

Die dynamischen Prüfungen erfolgten nur im Übergangsbereich, d. h. es wurden keine kompletten Wöhlerkurven geprüft. Die Prüfungen erfolgten anfänglich bis zu einer Grenzlastspielzahl von 10 Millionen, nach Vorliegen der ersten Ergebnisse wurde aus technischen und wirtschaftlichen Gründen bis zu einer Grenzlastspielzahl von 6 Millionen geprüft.

Laut früheren Untersuchungen gibt die Spannung bei einer Totaldehnung von 0,07 % die Größenordnung der Dauerfestigkeit gut wieder [59]. Aufbauend auf diesen Versuchsergebnissen war anfänglich geplant gewesen, an mehreren Parallelproben bei der Feindehngrenze $R_{t,0,07}$ und Proben bei +x % zu prüfen. Da die ersten Ergebnisse zeigten, dass die für die Dauerfestigkeit signifikante Dehngrenze stark wanddickenabhängig ist, wurde die Versuchsorganisation umgestellt. An den weiteren Probensätzen wurde daher, vom anfänglichen Konzept abweichend, bei einer niedrigen Dehngrenze begonnen und Durchläufer schrittweise bei den ersten Probensätzen um 10 % und anschließend um 5 % hochgesetzt. Die Durchläufer wurden so lange hoch gesetzt bis der Probenbruch eintritt.

Weiters waren die Relationen zwischen Zug/Druck-Wechsel, Zug/Schwell- und Umlaufbiegewechselfestigkeit zu ermitteln. Um eine statistische Auswertung der Versuche zu ermöglichen, wurde die Probenzahl im Vergleich zu den bisherigen Versuchen erhöht. Um ein einheitliches Probenmaterial im typischen Sortenbereich GJL-250 bis GJL-300 zur Verfügung zu haben, wurden die Schmelzen 16 und 17 angefertigt. Es wurden je Schmelze 6 Stück 20 mm und 6 Stück 40 mm dicke Platten abgegossen.

Zur Materialcharakterisierung wurden je Schmelze und Wanddicke drei Feinzugproben, 15 Proben für die Zug/Druck-Wechsel Prüfung, 11 Proben für die Zug-Schwell Prüfung und 10 Proben für die Umlaufbiegewechselprüfung.

Die Zug/Druck-Wechsel-Prüfung erfolgte wie bisher am 20 kN Hochfrequenz – Pulsator (Mikrotron, Fa. Russenberger), die Zug/Schwellprüfung erfolgte am 100 kN Hochfrequenz – Pulsator (Testronik, Fa. Russenberger) (Bild 75) und die Umlaufbiegewechselprüfung erfolgte auf einer Umlaufbiegemaschine (Fa. Carl Schenk) (Bild 76).

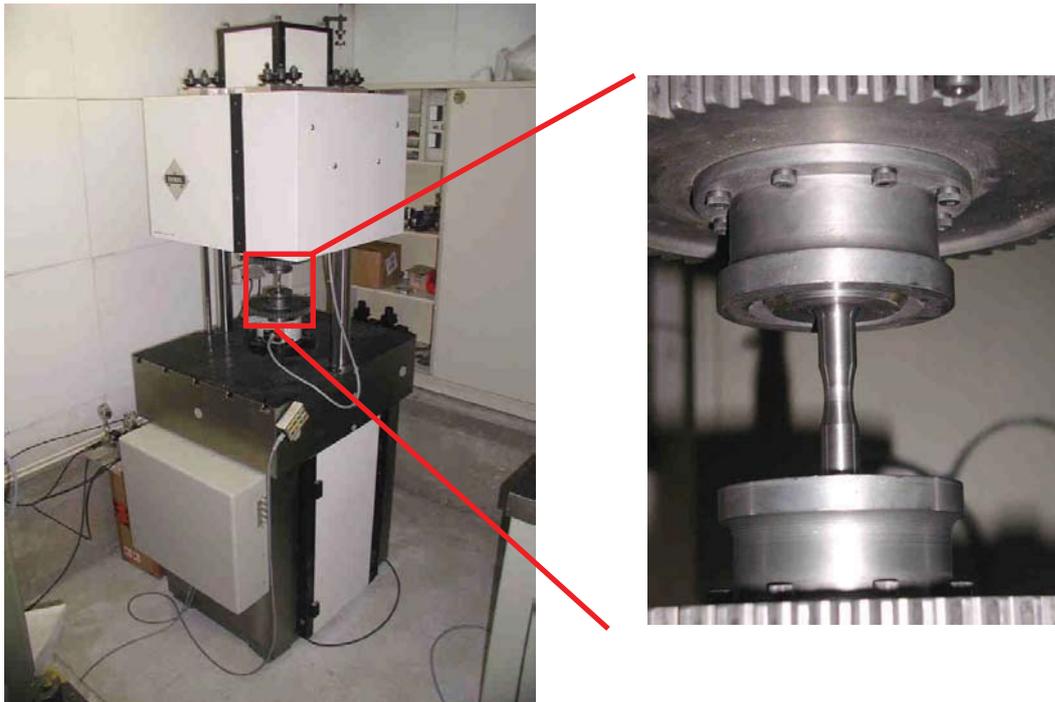


Bild 75: 100 kN – Hochfrequenzpulsator, Testronik, der Firma Russenberger Prüfmaschinen AG



Bild 76: Umlaufbiegemaschine der Firma Carl Schenk

Das Bild 77 zeigt die Pulsatorprobe für die Zug/Schwell – Prüfung der 20 und 40 mm dicken Platten.

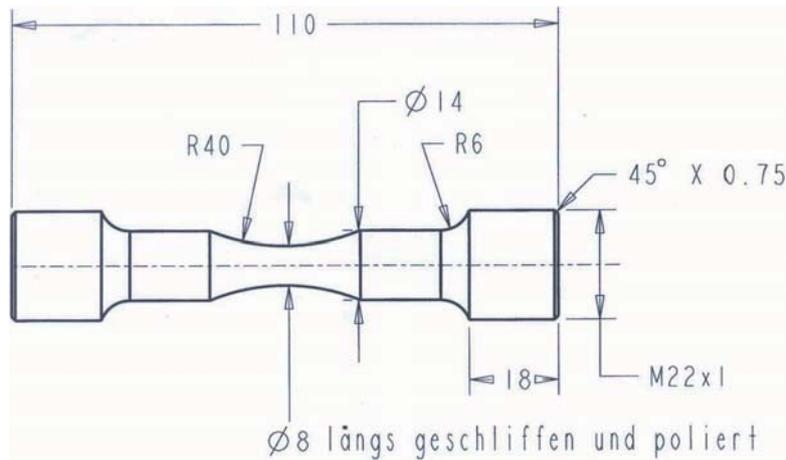


Bild 77: Pulsatorprobe für die Zug/Schwell-Prüfung der 20 und 40 mm dicken Platten

Das Bild 78 zeigt die Umlaufbiegeprobe für die Umlaufbiegewechselprüfung der 20 und 40 mm dicken Platten.

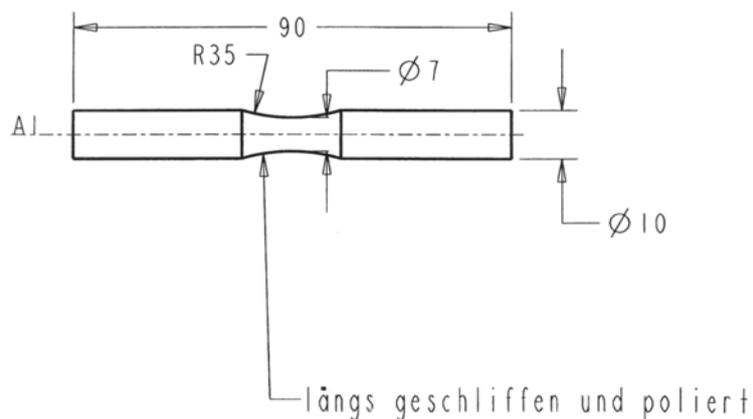


Bild 78: Umlaufbiegeprobe für die Umlaufbiegewechselprüfung der 20 und 40 mm dicken Platten

Die Prüfung der Schmelze 16 und 17 wurde nach dem Treppenstufenverfahren organisiert.

Um das Übergangsniveau sicher zu finden, wurde die Prüfung der jeweils ersten Probe bei einem sicheren Niveau begonnen und bis zum Bruch hochgesetzt. Die weitere Versuchsorganisation erfolgte nach dem klassischen Treppenstufenverfahren, d. h. jede Probe wird nur einmal verwendet und je nach Bruch oder Durchläufer wird die nächste Probe um einen äquidistanten Betrag höher oder niedriger belastet. Anschließend wurden die Versuchsergebnisse nach der IABG-Auswertemethode statistisch ausgewertet und die 50, 90 und 99,9 % Überlebenswahrscheinlichkeit sowie die Standardabweichung s berechnet [7].

4.5 Erstarrungsdauer der Platten

Um eine Schnittstelle zwischen den mit Hilfe der Simulation berechneten und den gemessenen Werkstoffeigenschaften zu schaffen, wurde die Erstarrungsdauer der Platten mit Hilfe der thermischen Analyse gemessen.

Für die Berechnung der Erstarrungsdauer wurde ein Simulationsprogramm der Firma Magma, Magmasoft 4.1, verwendet. Es wurde die Erstarrungsdauer der Platten mit den Dicken 10 mm (210 mm Länge, 110 mm Höhe), 20 und 40 mm (255 mm Länge, 140 mm Höhe) berechnet. Als Randbedingungen wurde als Formmaterial Green-Sand und als Isoliermaterial zur Abdeckung Silica-dry angenommen (Bild 79).

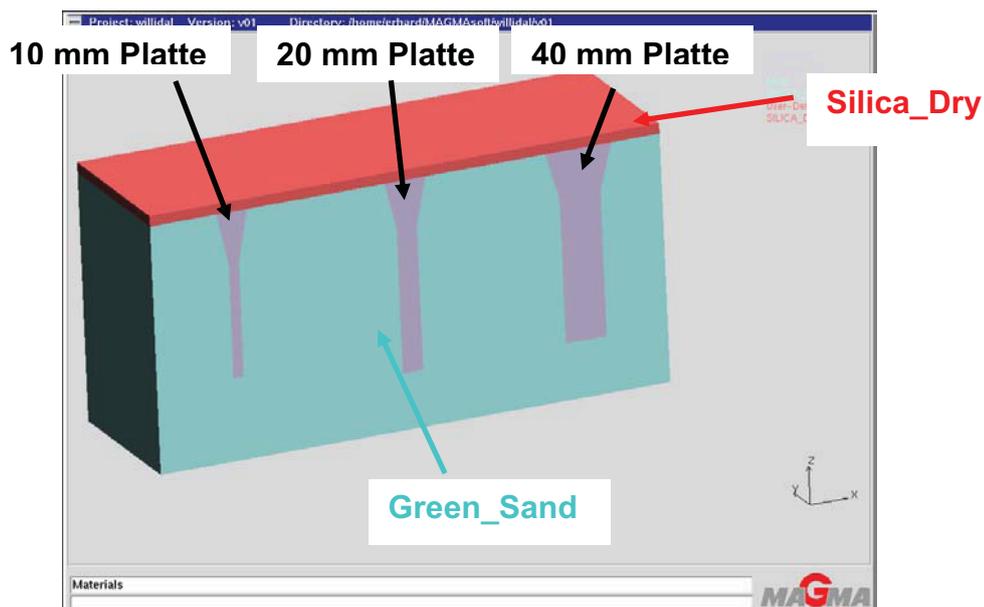


Bild 79: Plattengeometrie und Randbedingungen

Die Erstarrungsdauer der Platten wurde an insgesamt 6 Positionen errechnet. Es wurden Thermoelemente am Plattenrand (entspricht der Probenposition 1 in Bild 55) und Probenmitte (entspricht der Probenposition 5 in Bild 55) gesetzt (Bild 80).

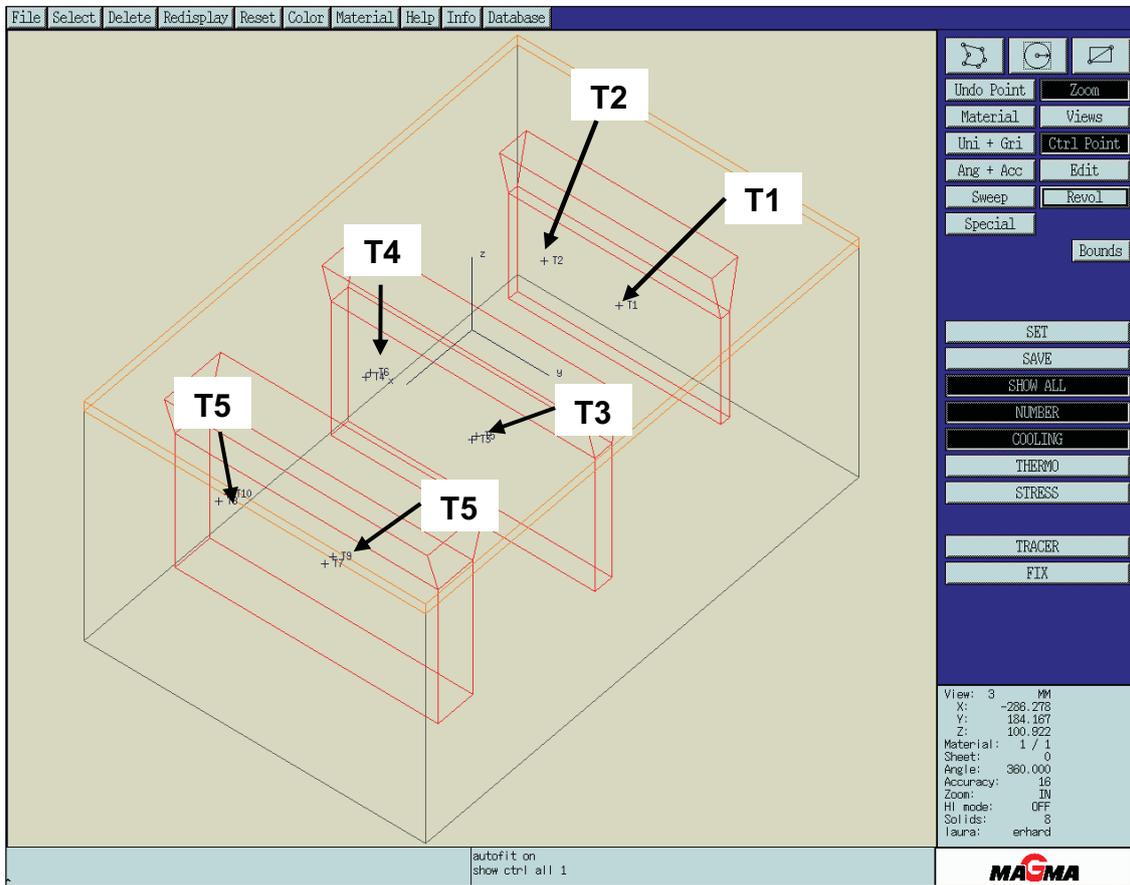


Bild 80: Die Positionen der Thermoelemente (T1, T2, T3, T4, T5 und T6) bei der numerischen Simulation

Um die berechnete Erstarrungsdauer verifizieren zu können, wurde eine Schmelze angefertigt (Schmelze 34.962) und die Erstarrungsdauer mit Hilfe des PhaseLab Systems von OCC gemessen. Um die Kongruenz zwischen berechneten und gemessenen Werten zu gewährleisten wurde die Schmelze pfannengeimpft, offen abgegossen und mit Isolierpulver abgedeckt. Es wurde eine 40 und eine 20 mm Platte abgegossen.

Die Temperaturmessung erfolgte mit Thermoelementen vom Typ K. Die Temperatur wurde in Position der Feinzugprobe 1 (Randposition) und 5 (Mittenposition) in Plattenmitte bestimmt. Um die Thermoelemente vor Zerstörung zu schützen, wurden Quarzschutzrohre verwendet in welche die Thermoelemente eingesetzt wurden (Bild 81).

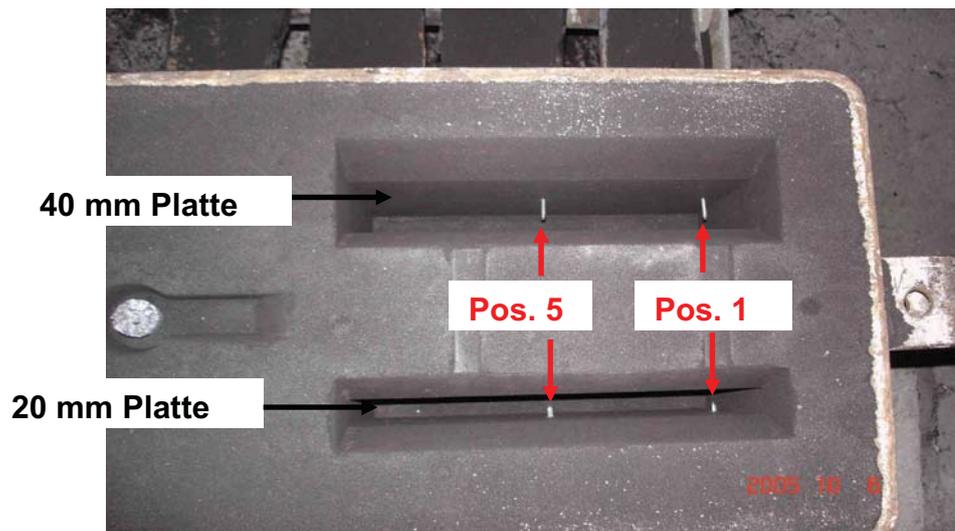


Bild 81: Die Positionen der Thermoelemente

Die Messwertspeicherung und Messwertverarbeitung erfolgte mit einem Thermoanalysesystem der Firma OCC Gesellschaft für physikalische Messtechnik und kybernetische Systeme.

5 Resultate

5.1 Gefügeausbildung

Es wurde bildanalytisch die Graphitmenge, die längste Sehnenlänge der Graphitlamellen, die Teilchendichte, die Anzahl der eutektischen Körner und der Zementitlamellenabstand des Perlits bestimmt. Weiters wurde eine Beurteilung der Matrix durch Vickers Kleinlasthärtemessungen und Mikrohärtemessungen durchgeführt. Die Resultate aller Gefügeauswertungen sind aus dem Tabellenanhang zu entnehmen.

5.1.1 Bildanalytische Bestimmung der Graphitmenge

Es wurde im Zuge der Arbeit, wie bereits im Kapitel 4.2.1 (Graphitmenge) beschrieben, ein reproduzierbares, vom jeweiligen User unabhängiges Verfahren zur Graphitmengenbestimmung entwickelt.

Zur Verfahrensentwicklung wurde die Graphitmenge an den Proben bildanalytisch und chemisch bestimmt (siehe Kapitel 4.2.1, Graphitmenge).

Das Bild 82 zeigt die Übereinstimmung des bildanalytisch bestimmten mit den aus der chemischen Analyse berechneten Volumenanteil des Graphits bei unter- bis naheeutektischen Grauguss.

Die Abweichung zwischen den bildanalytisch und den chemisch-analytisch bestimmten Graphitmengen betragen maximal 8 Relativprozent, was bei der Flächenbeurteilung von „Strichphasen“ durchaus als gering anzusehen ist (Bild 82).

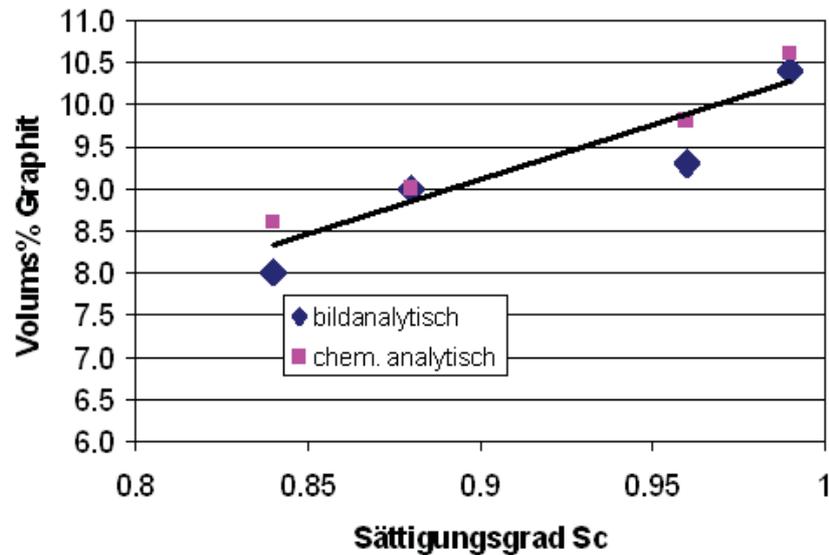


Bild 82: Bildanalytisch und chemisch-analytisch bestimmte Graphitmenge bei verschiedenen Sättigungsgraden

Auf Basis der durchgeführten Vorversuche (Bild 82) wurde die vom jeweiligen Benutzer unabhängige Schwellwertsetzung zur reproduzierbaren bildanalytischen Graphitmengenbestimmung empirisch bestimmt.

Die optimale Schwellwertsetzung zur Graphitmengenbestimmung wurde empirisch auf Basis der zweiten Ableitung des Grauwertpeaks der Matrix bestimmt und lautet wie folgt:

Die Schwellwertsetzung erfolgt in dem lokalen Wendepunkt des Grauwertpeaks der Matrix, welcher in der zweiten Ableitung einen Nulldurchgang darstellt, minus 60 Einheiten vor dem jeweiligen Peak (Bild 83).

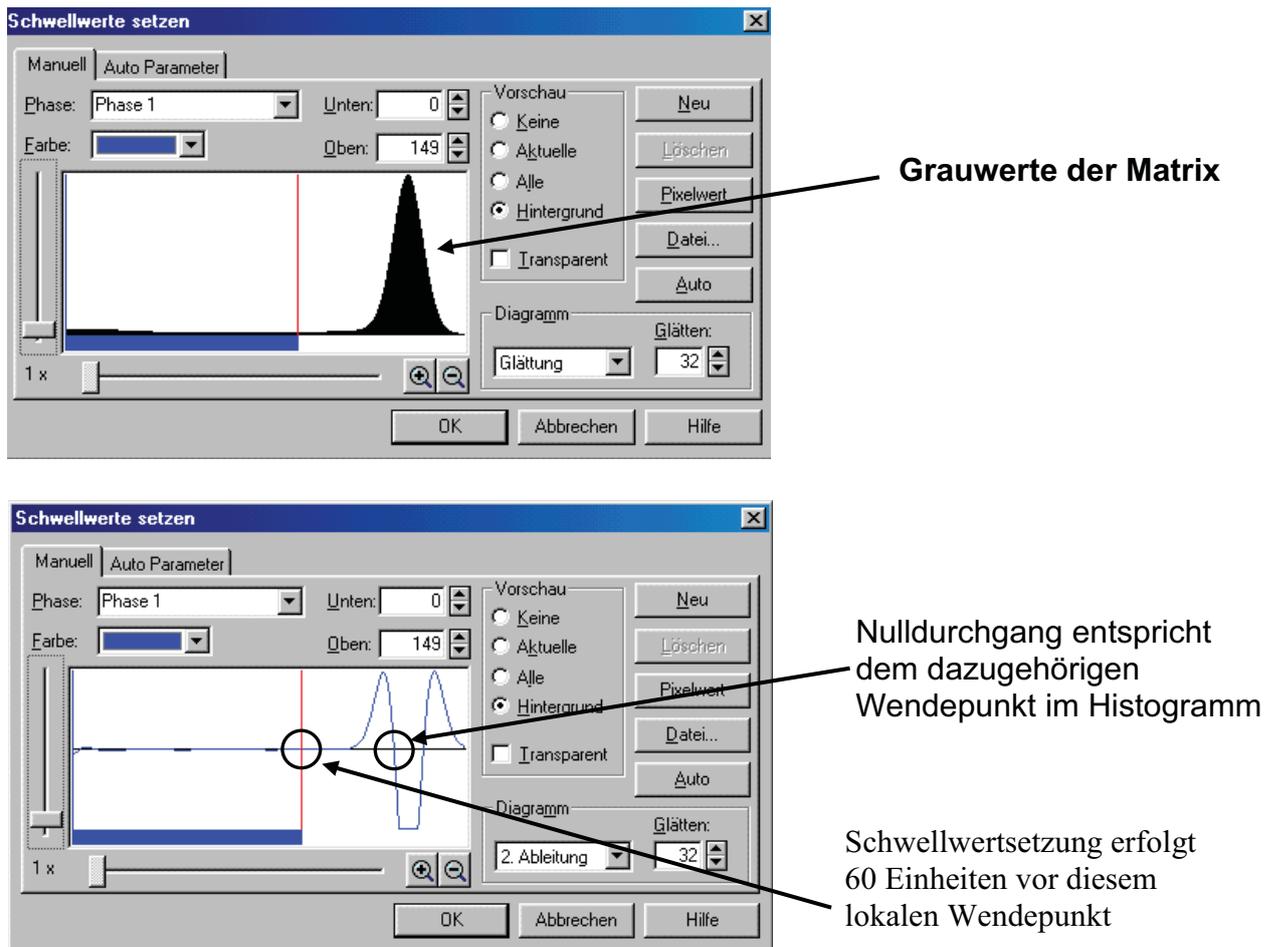


Bild 83: Empirisch ermittelte Schwellwertsetzung zur Graphitmengenbestimmung

Zur Verifizierung der „Methode zur bildanalytisch reproduzierbaren Graphitmengenbestimmung“ wurden an 7 Platten (4 Platten mit einer Wandstärke von 40 mm und 3 Platten mit einer Wandstärke von 20 mm) die Graphitmengen an den Feinzugproben der Positionen fünf und eins bestimmt (Bild 84). Der Sättigungsgrad der Proben ist von stark untereutektisch bis naheeutektisch.

Die bestimmte Graphitmenge in der Feinzugposition 1 und 5 (siehe Bild 55, Kapitel 4.1) sollte gleich sein. Die tatsächlich ermittelten Ergebnisse an den Positionen 1 und 5 differieren bis maximal 5 % (Bild 84).

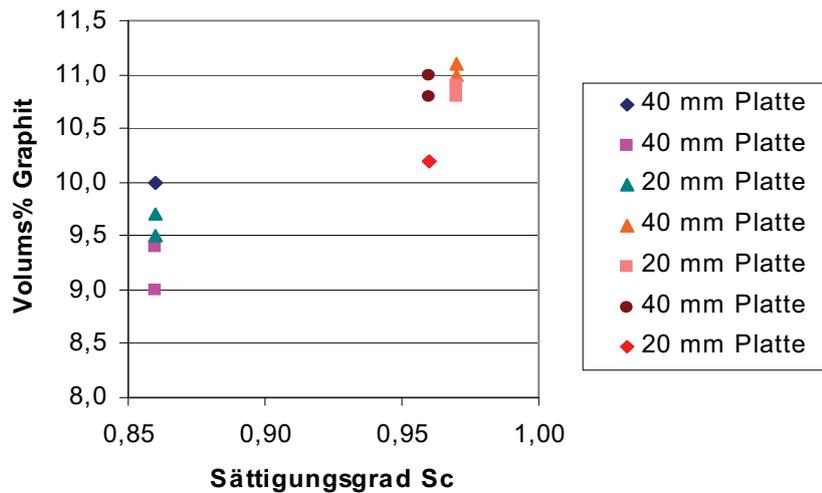


Bild 84: An den Feinzugproben der Positionen 1 und 5 der jeweiligen Platten bildanalytisch bestimmte Graphitmenge in Volumenprozent

Die Genauigkeit der der Flächenbestimmung wird von den Teilchengrößen entscheidend beeinflusst, z.B. ob eine gegebene Graphitmenge im Gesichtsfeld als wenige große oder zahlreiche kleine Lamellen vorliegt. Um den Größeneinfluss der Teilchen bei der bildanalytischen Graphitmengenbestimmung nach der entwickelten Methode zu quantifizieren wurden die Graphitmengen bildanalytisch bei 40mm dicken (grober Graphit) und 20 mm dicken (feiner Graphit) Platten bestimmt.

Wobei bei jeweils einem Sättigungsgrad der Graphit an den 40 und 20 mm dicken Platten bestimmt wurde und der Sättigungsgrad von stark untereutektisch bis naheeutektisch variiert wurde (Bild 85). Bei gegebenen Sättigungsgrad und gebundenen Kohlenstoffanteil (gleiche Zusammensetzung der Schmelze und voll perlitisches Matrixgefüge) sollte die ermittelte Graphitmenge unabhängig von der Plattendicke sein.

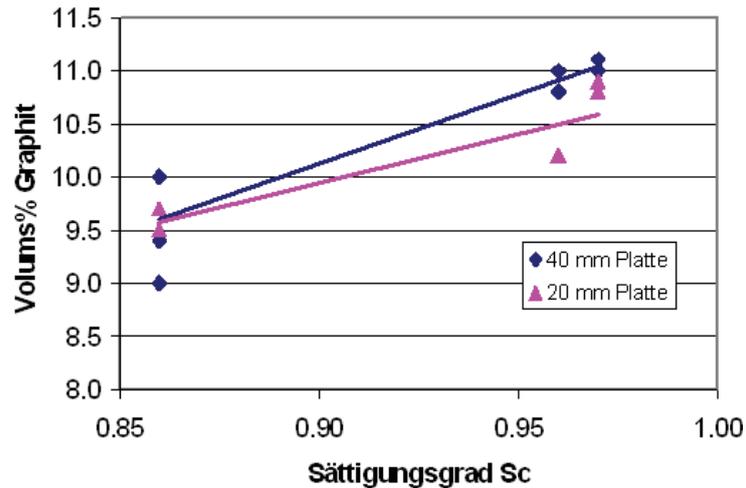


Bild 85: Bildanalytisch bestimmte Graphitmenge bei unterschiedlichen Abkühlbedingungen mit Trendlinie, (Platten mit einer Wandstärke von 40 und 20 mm)

Das Ergebnis (Bild 85) zeigt, dass die bildanalytisch bestimmten Graphitmengen an den 20mm Platten, jeweils bei gleichem Sättigungsgrad, deutlich unter den ermittelten Graphitmengen der 40 mm Platten liegen. Je größer der Sättigungsgrad wird, d.h. je größer die zu bestimmende Graphitmenge, desto größer wird der Unterschied in der ermittelten Graphitmenge der 40 und 20 mm dicken Platten bei jeweils gleichen Sättigungsgrad.

Eine zunehmende Abkühlgeschwindigkeit erhöht die spezifische Anzahl der Graphitlamellen, d.h. bei konstantem Sättigungsgrad liegt bei einer 20 mm im Vergleich zur 40 mm Platte der vorhandene Graphit feiner, d. h. auf eine größere Anzahl von Lamellen verteilt, vor.

Wurde die Schwellwertsetzung konservativ gewählt, so dass im Übergangsbereich der Grauwerte zwischen Matrix und Graphit die Ränder nicht vollständig miterfasst werden, dann wird die bestimmte Graphitmenge bei vielen kleinen Teilchen im Vergleich zu wenigen Großen als zu gering bestimmt.

Das entwickelte Verfahren ermöglicht somit eine reproduzierbare, d.h. vom jeweiligen Operator unabhängige Graphitmengenbestimmung.

Die Genauigkeit des Verfahrens (siehe Vergleich der bildanalytisch und chemisch bestimmten Graphitmengen und Ermittlung des Graphits an zwei unterschiedlichen Stellen an ausgewählten Proben, Bilder 82 und 84) bewegt sich bei ungefähr 5% Abweichung der bestimmten Graphitmengen. Damit ergibt sich eine deutliche Verbesserung in der Reproduzierbarkeit und Genauigkeit gegenüber der herkömmlichen bildanalytischen Graphitmengenbestimmung mit individueller (subjektiver) Schwellwertsetzung (Unterschiede bis über 100%). Die bildanalytische Graphitmengenbestimmung erreicht jedoch nicht die Genauigkeit der chemischen Analyse.

Es muss jedoch darauf hingewiesen werden, dass die empirisch ermittelte Schwellwertsetzung auf Basis minus 60 Einheiten vor dem Nulldurchgang der zweiten Ableitung des Grauwertpeaks der Matrix nicht ohne weiteres zur bildanalytischen Graphitmengenbestimmung übernommen werden darf. Die optimale Schwellwertsetzung hängt von vielen individuellen Faktoren, z.B. der Schliffqualität (insbesondere die Güte der „Auspolierung“ des Graphits), der Bildbearbeitung, des verwendeten Systems etc. ab. Es wird daher empfohlen zuerst die Graphitmenge chemisch-analytisch zu bestimmen und die für die vorliegenden Parameter optimale Schwellwertsetzung auf Basis des Nulldurchganges der zweiten Ableitung des Grauwertpeaks der Matrix zu ermitteln. Ist für die jeweiligen vorliegenden Bedienungen die Schwellwertsetzung empirisch ermittelt, kann die Graphitmengenbestimmung reproduzierbar, vom jeweiligen User unabhängig, (bei gleich bleibenden Bedienungen wie z.B. Schliffgüte etc.) durchgeführt werden.

Die Ergebnisse aller bezüglich der Graphitmenge ausgewerteten Proben sind dem Tabellenanhang zu entnehmen.

5.1.2 Bildanalytische Bestimmung der Graphitlamellenlänge

Die Auswertung der gemessenen Sehnenlängen der Graphitlamellen wurde als Excel-Routine umgesetzt und ermöglicht eine rasche vom Bediener unabhängige, Ermittlung der jeweils längsten Sehnenlängen der Graphitlamellen, der Mittelwerte und Verteilungen.

Das Bild 86 zeigt stellvertretend für alle Proben die gemessenen Sehnenlängen der Graphitlamellen an einer Probe.

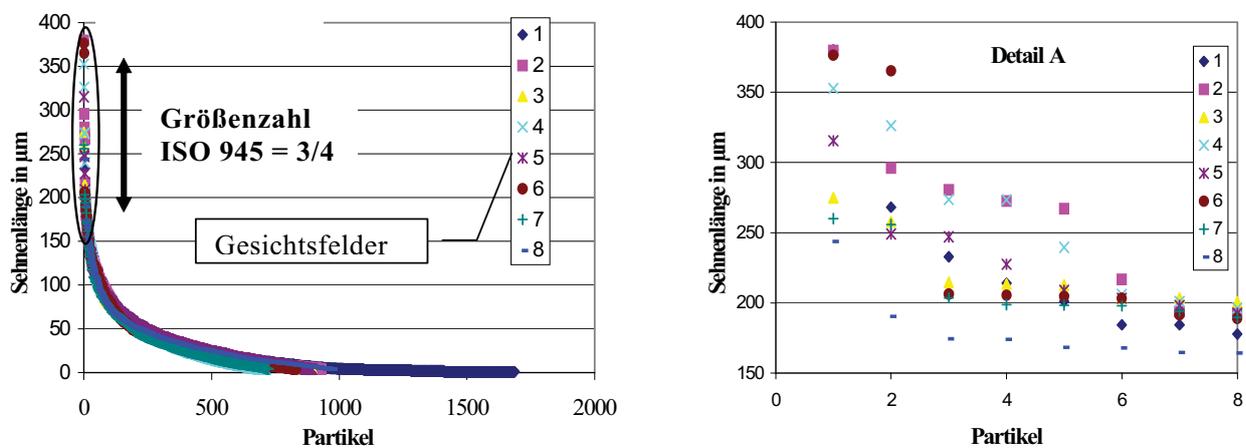


Bild 86: Sehnenlängenverteilung an einer Probe (an 8 Gesichtsfelder bei einer Vergrößerung von 100 fach bestimmt)

Zusätzlich wurde die Graphitgröße nach ISO 945 [31] von einem erfahrenen Metallographen an ausgewählten Proben nach der herkömmlichen Weise visuell bestimmt. Das Ergebnis zeigt, dass sich die visuelle Beurteilung des Graphits immer an den größten Lamellen orientiert. Der im Bild 86 dargestellten Probe wurde die Größenzahl 3 bis 4 zugewiesen, welche einer Länge der Graphitlamellen von ca. 200 bis 350µm entspricht (Bild 86).

Werkstofftechnisch können die Graphitlamellen als Fehler angesehen werden [1]. Somit kann bei der Beurteilung die Orientierung an den größten im metallographischen Schliff sichtbaren Graphitlamellen, welche die größten Fehler im Werkstoff darstellen, durchaus als sinnvoll erachtet werden.

Im Bild 87 sind die längsten gemessenen Sehnenlängen der 40, 20 und 10mm Platten über die Plattendicke aufgetragen.

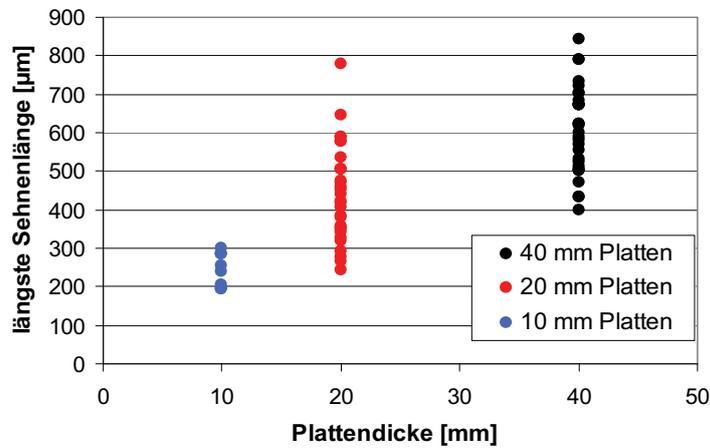


Bild 87: Die längsten an den Graphitlamellen gemessenen Sehnenlängen der 40, 20 und 10 mm Platten

Das Ergebnis zeigt naturgemäß, dass die längsten gemessenen Sehnenlängen an den Graphitlamellen mit zunehmender Plattendicke (geringere Abkühlgeschwindigkeit) zunehmen.

Weiters wurde der Einfluss des Sättigungsgrades auf die längsten gemessenen Sehnenlängen der Graphitlamellen untersucht (Bild 88).

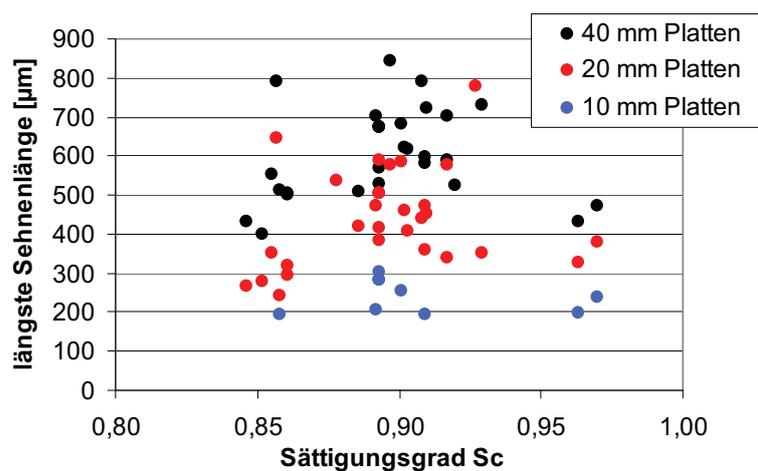


Bild 88: Längste gemessenen Sehnenlängen an den Graphitlamellen

Der Sättigungsgrad hat, wie aus Bild 88 ersichtlich, keinen Einfluss auf die längste gemessene Sehnenlänge.

Die bildanalytische, reproduzierbare Bestimmung der längsten Sehnenlängen an den Graphitlamellen ist unter anderen ein brauchbares Werkzeug um eine Schnittstelle zu realen Gusstücken herzustellen. Es können die anhand von metallographischen Schliffen an realen Gussteilen bestimmten, mit den an den Proben vorliegenden längsten Sehnenlängen verglichen werden, und somit eine Zuordnung der vorliegenden Erstarrungsbedingungen im realen Gussteil mit den vorhandenen Probensätzen erreicht werden.

Die Ergebnisse aller bezüglich der längsten Sehnenlängen ausgewerteten Proben sind dem Tafelanhang zu entnehmen.

5.1.3 Bildanalytische Bestimmung der Teilchendichte

Ein weiterer Ansatz zur bildanalytischen Beurteilung der Graphitausbildung ist die Bestimmung der Teilchendichte [Teilchen/cm²]. Eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit bewirkt durch eine Vergrößerung der sich einstellenden Unterkühlung eine Zunahme der eutektischen Kornzahl und damit verbunden im metallographischen Schliff sichtbar kürzere Graphitlamellen. Eine weitere Steigerung der Unterkühlung bewirkt eine starke Erhöhung des Verzweigungsgrades des Graphits (D-Graphit) mit sehr kurzen im metallographischen Schliff sichtbaren Graphitlamellen.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass eine Vergrößerung der Unterkühlung, bei noch vorhandenem A-Graphit, ebenfalls eine Erhöhung der bildanalytisch bestimmbaren Teilchendichte bewirken. Eine weitere Vergrößerung der Unterkühlung, so dass D-Graphit vorliegt, bewirkt durch eine starke Zunahme des Verzweigungsgrades des Graphits eine nochmalige Steigerung der Teilchendichte.

Das Bild 89 zeigt den globalen Zusammenhang zwischen der Wandstärke der Proben (Abkühlgeschwindigkeit) und der bildanalytisch ermittelten Teilchendichte. Alle in die Auswertung einbezogenen Proben wurden geimpft und es lag ausschließlich eine A und E Graphitanordnung vor. Auf eine Aufteilung der Auswertung der Teilchendichte hinsichtlich unterschiedlicher Impfverfahren wurde verzichtet.

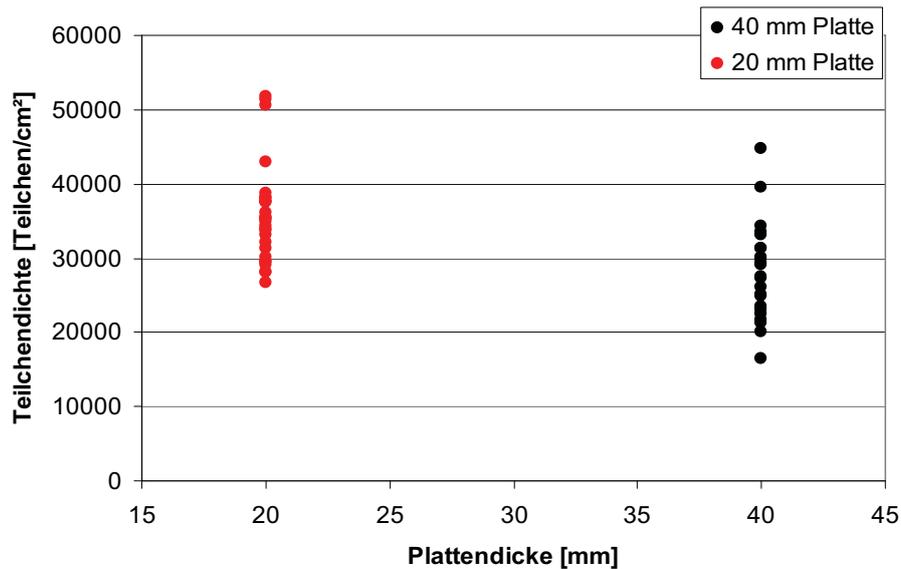


Bild 89: Bildanalytisch bestimmte Teilchendichte an den Platten mit einer Wandstärke von 40 und 20 mm

Aus Bild 89 ist ersichtlich, dass eine große Anzahl von Proben mit sehr unterschiedlichem Keimzustand (unterschiedliche Impfvarianten und Impfindensität) hergestellt wurde. Generell ist der Trend erkennbar, dass mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit die Teilchendichte zunimmt.

Die Ergebnisse aller bezüglich der Teilchendichte ausgewerteten Proben sind dem Tabellenanhang zu entnehmen.

5.1.4 Bildanalytische Bestimmung der eutektischen Kornzahl

Als einer der wichtigsten Gefügeparameter bei Gusseisen mit Lamellengraphit kristallisierte sich im Zuge dieser Arbeit die eutektische Kornzahl als Körner pro cm² heraus. Es wurden verschiedene Verfahren zur optimalen Bestimmung der eutektischen Kornzahl versucht (siehe Kapitel 4.2.4, Bestimmung der eutektischen Kornzahl).

Die Ergebnisse aller hinsichtlich der eutektischen Kornzahl ausgewerteten Proben sind aus dem Tabellenanhang zu entnehmen.

5.1.5 Matrixbeurteilung durch bildanalytische Bestimmung des Zementitlamellenabstandes des Perlits

Der Zementitlamellenabstand des Perlits wurde am digitalisierten Gefügebild elektronisch vermessen (Bild 90).

Es zeigte sich jedoch bereits nach kurzer Zeit, dass diese Methode zur Charakterisierung des Matrixgefüges bei Gusseisen mit Lamellengraphit nicht geeignet ist. Die am ebenen Schnitt gemessenen Zementitlamellenabstände hängen naturgemäß stark vom Anschnittswinkel der Zementitlamellen ab. Die gemessenen Zementitlamellenabstände sind aus der Tafel 12 zu entnehmen.

Tafel 12: Mittelwerte der Zementitlamellenabstände des Perlits (Bestimmung an 8 Gesichtsfelder je Probe)

Proben Nr.:	Zementitlamellenabstand [μm]
1	1,3
2	1,05
3	1,11
4	1,12
5	0,74
6	0,78
7	1,17
8	1,3
9	1,15
10	0,85

Die Lamellenabstände betragen im Mittel ca. 0,7 bis 1,2 μm (siehe Tafel 12) und sind in Anbetracht der geringen Unterschiede in Relation zur Größenordnung, hinsichtlich ihrer Signifikanz schwierig zu interpretieren. Eine Ermittlung der kleinsten Abstände (Normalschnitt) ist bei der Messstellenauswahl aufwändig und subjektiv und stößt auch bei 1000-facher Vergrößerung an die bildanalytische Auflösbarkeitsgrenze des Perlits (Bild 90).

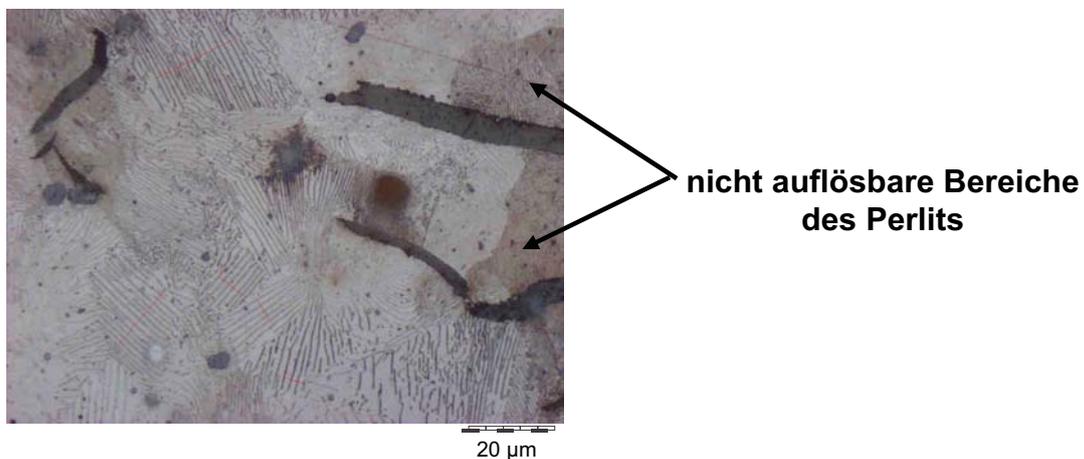


Bild 90: Matrixgefügebeurteilung durch Messung des Zementitlamellenabstandes des Perlits

5.1.6 Matrixbeurteilung durch Kleinlasthärtemessungen nach Vickers

Die Matrixgefügebeurteilung durch Vickers-Kleinlasthärtemessungen (HV0,2) erwies sich ebenfalls als nicht zielführend. Das Bild 91 zeigt zur Veranschaulichung wie stark die Kleinlasthärte in nur geringen Abständen variieren kann (stark unterschiedliche Eindruckgrößen).

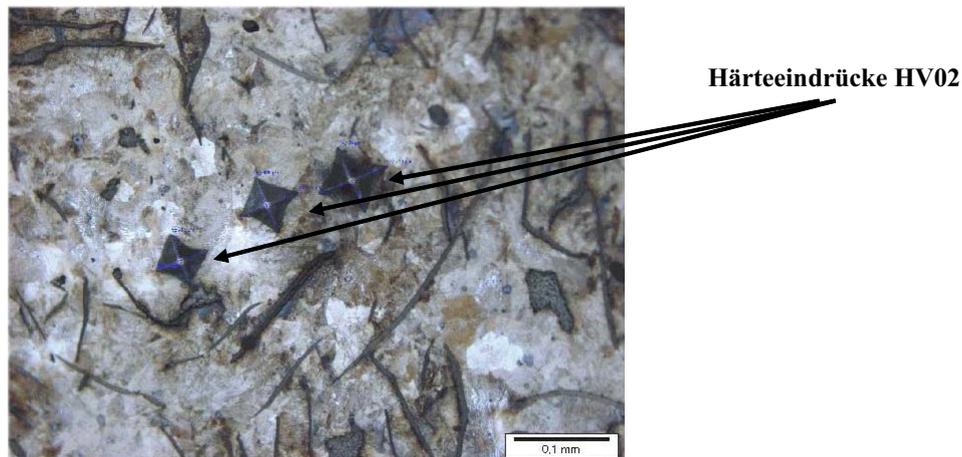


Bild 91: Kleinlasthärtemessungen (HV0,2), große Härteunterschiede in geringen Abständen

Es liegt die Tatsache vor, dass der Messwert von der Lage der Zementitlamellen zum Eindruckkörper stark beeinflusst wird. Liegen die Zementitlamellen des Perlits in Richtung des Härteprüfkörpers, werden sie in die weiche Ferritmatrix weggedrückt und die Messung ergibt somit einen niedrigen Härtewert. Liegen die Zementitlamellen hingegen annähernd im rechten Winkel zum Härteprüfkörper, so müssen sie vom Eindringkörper gebrochen und „durchdrungen“ werden und die Messung ergibt einen hohen Härtewert. Somit hängt der gemessene Härtewert nicht nur von der Feinheit des Perlits, sondern auch stark vom Lagewinkel der Zementitlamellen zum Eindringkörper ab. Weiters müssen Graphitlamellen bei der Messung vermieden werden, was bei der Positioniergenauigkeit eines Kleinlasthärteprüfers nur beschränkt möglich ist. Vergleichsmessungen an Proben mit (visuell) feineren bzw. gröberen Graphit zeigten den Unterschied nur mit hohen Streuungen.

5.1.7 Matrixbeurteilung durch Mikrohärtemessungen nach Vickers

Die Matrixgefügebeurteilung durch Mikrohärtemessungen nach Vickers erwies sich zur Charakterisierung des Matrixgefüges besser geeignet als Kleinlasthärtmessungen.

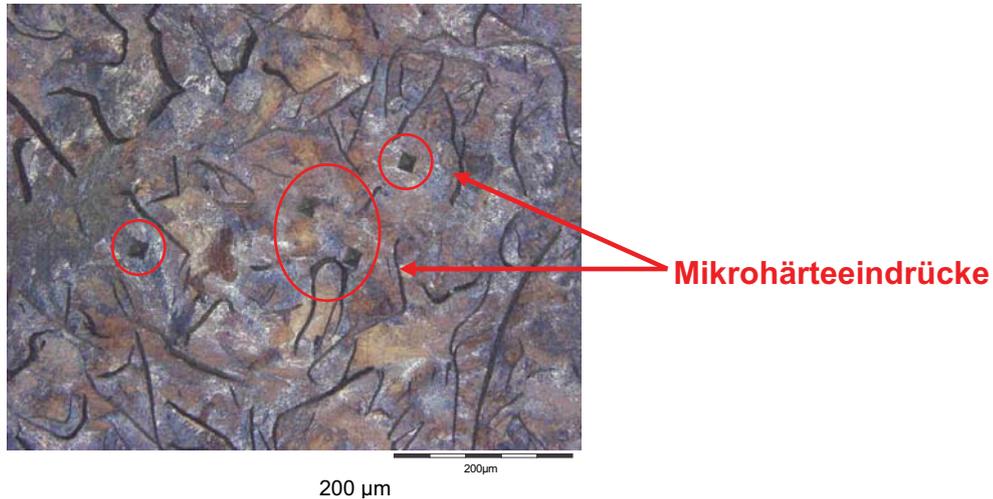


Bild 92: Matrixbeurteilung mittels Mikrohärtmessungen (Prüfkraft: 1N)

Aufgrund der präzisen Positionierungsmöglichkeit des Eindringkörpers und der kleinen Eindringkräfte sind die Streuungen geringer als bei der Kleinlasthärte (siehe Tafel 13).

Tafel 13: Vergleich der Kleinlast- und Mikrohärt (Belastung: 1 N) an ausgewählten Proben

Proben Nr.:	Kleinlasthärtewerte HV02				Mikrohärtewerte			
	MW	Maximalwert	Minimalwert	Standard-abweichung	MW	Maximalwert	Minimalwert	Standard-abweichung
78	190	279	160	35,5	283	304	256	15,8
77	230	257	210	13,1	343	357	311	16,8
83	215	246	159	27,5	301	337	282	20,1
82	253	316	178	48,2	298	340	270	30,3
88	253	282	226	16,4	310	369	289	21,7
87	241	292	176	42,1	319	344	261	27,8

Die ermittelte Kleinlasthärte liegt immer niedriger als die Mikrohärte. Eine mögliche Erklärung wäre, dass bei der Kleinlasthärte bereits eine „Mischhärte“ zwischen größeren Matrixbereichen und Graphit ermittelt wird.

Die Mikrohärte korreliert auch tendenziell besser mit den nach den mechanischen Eigenschaften zu erwartenden Matrixgefügeunterschieden, obwohl auch hier die Streuungen hoch sind (Tafel 14).

Tafel 14: Gemessene Mikrohärtewerte des Perlits

Probe Nr	Platte [mm]	MW	Maximalwert	Minimalwert	Standard-abweichung	Spanne
77	20	343	357	311	16,8	46
78	40	283	304	258	15,8	46
76	10	325	351	310	16,6	41
83	40	301	337	282	20,1	55
82	20	298	340	270	30,3	70
81	10	329	372	293	27,3	79
72	20	284	337	233	39,7	104
73	40	320	348	293	20,8	55
88	40	310	359	294	21,7	65
87	20	319	344	261	27,8	83
86	10	301	355	265	30,8	90
134	20	293	320	267	20,1	53
135	40	281	314	256	18,8	58
155	20	309	326	291	14,9	35
148	20	318	335	288	16,2	47
149	40	280	293	265	11,9	28
156	40	289	306	271	12,1	35
154	10	326	365	298	20,4	67
130	20	289	310	257	15,0	53
131	40	273	300	257	13,2	43
142	20	292	327	277	17,2	50
143	40	287	319	265	21,4	54

Zusammengefasst kann gesagt werden, dass trotz der ebenfalls relativ hohen Streuungen die Mikrohärte im Vergleich zu den Verfahren „Matrixbeurteilung durch bildanalytische Bestimmung des Zementitlamellenabstandes des Perlits“ und „Matrixbeurteilungen durch Kleinlasthärtemessungen nach Vickers“, die beste „Sensibilität“ für die Charakterisierung von Unterschieden in der Perlitausbildung aufweist.

5.2 Bestimmung der statischen Eigenschaften

Die statischen Eigenschaften der Plattensätze mit den Nummern 2 und 4 wurden anhand von profilierten und zylindrischen Zugproben charakterisiert. Nachdem der Unterschied in den Zugfestigkeitsergebnissen der zylindrischen und profilierten Proben bekannt war wurde auf die profilierten Proben verzichtet.

Die Charakterisierung der folgenden Plattensätze erfolgte nur mehr mit Feinzugversuchen in der Position 1 und 5 (siehe Bild 55, Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung)

5.2.1 Profilierte im Vergleich zu zylindrischen Zugstäben

Zur Beurteilung des Spannungs-Dehnungsverhaltens müssen zylindrische Zugproben verwendet werden, während die Festigkeitsangaben im deutschsprachigen Raum aber üblicherweise von profilierten Zugproben stammen. Es ist bekannt, dass profilierte im Vergleich zu zylindrischen Zugproben höhere Zugfestigkeitswerte liefern.

Das Bild 93 zeigt den Zusammenhang an profilierten und zylindrischen Zugproben ermittelten Zugfestigkeitswerten anhand von Platten unterschiedlicher Wandstärke und Normstäben mit einem Durchmesser von 30mm.

Das Ergebnis des Vergleiches von zylindrischen mit profilierten Zugproben, welche von Platten mit den Wandstärken 40, 20 und 10 mm entnommen wurden zeigen, dass profilierten Zugproben um ungefähr 5-10% höhere Zugfestigkeitswerte bringen (Bild 93).

Weiters ist aus dem Bild 93 zu entnehmen, dass der Unterschied in den ermittelten Zugfestigkeiten bei den aus den Stäben mit einem Durchmesser von 30 mm entnommenen zylindrischen im Vergleich zu den profilierten Proben größer ist, als bei den aus den Platten entnommenen.

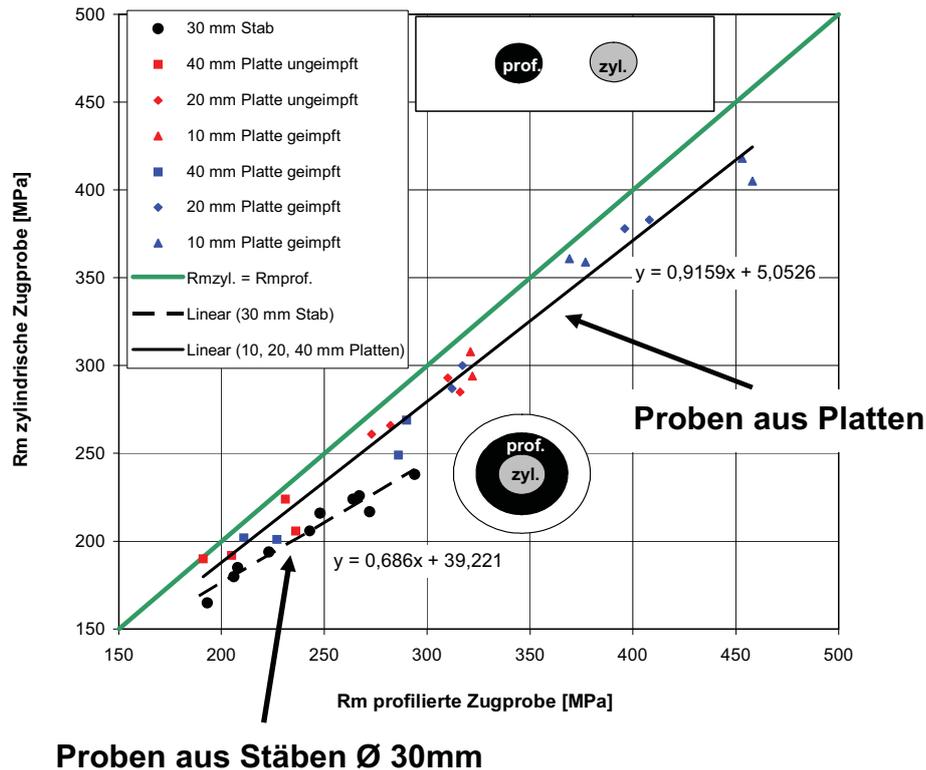


Bild 93: Die ermittelte Zugfestigkeit mit zylindrischen und profilierten Zugproben

5.2.2 Einfluss der Wandstärke auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve bei unterschiedlichen Sättigungsgraden

Im Folgenden ist die Auswirkung unterschiedlicher Wandstärken und damit verbunden die Variation der Abkühlgeschwindigkeit auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve bei unterschiedlichen Sättigungsgraden beschrieben. Die Matrixgefüge sind voll perlitisch. Die Proben wurden mit 0,3% FeSiSr pfannengeimpft.

Die Bilder 94 und 95 zeigen die Auswirkungen unterschiedlicher Abkühlbedingungen auf die Spannungs/Dehnungskurve bei verschiedenen Sättigungsgraden.

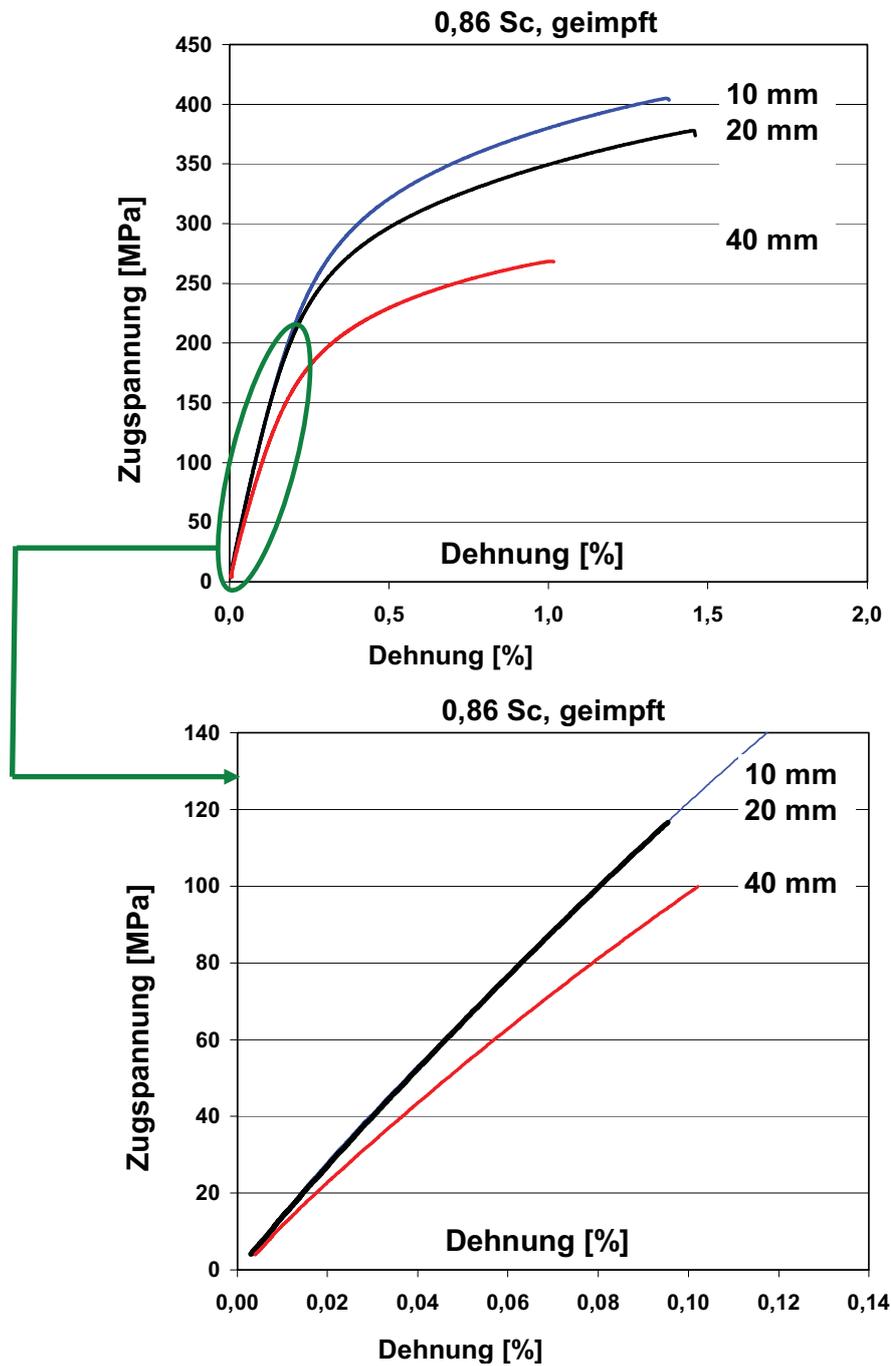


Bild 94: Einfluss unterschiedlicher Wandstärken auf die Spannungs/Dehnungs-Kurven bei einem Sättigungsgrad von 0,86, Schmelze 2

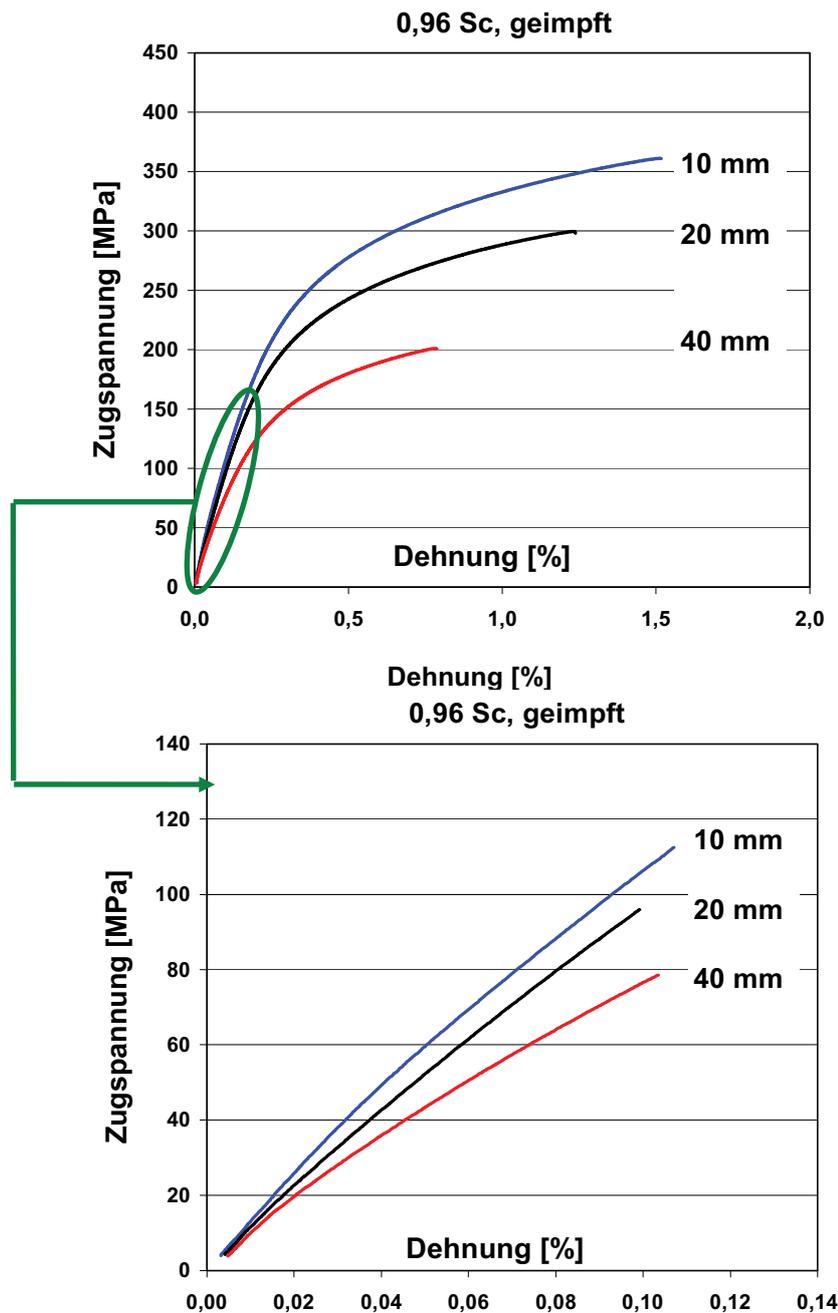


Bild 95: Einfluss unterschiedlicher Wandstärken auf die Spannungs/Dehnungs-Kurven bei einem Sättigungsgrad von 0,96, Schmelze 2

Aus den Bildern 94 und 95 ist ersichtlich, dass naturgemäß sowohl bei hohen als auch bei niedrigen Sättigungsgrad eine Reduktion der Plattendicke und damit verbunden eine Vergrößerung der Abkühlgeschwindigkeit, durch eine höhere eutektische Kornanzahl und feineren Graphit, zu einer Erhöhung der Zugfestigkeit führt.

Es wurden die Auswirkungen unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten bei jeweils verschiedenen Sättigungsgraden auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve genauer untersucht. Jeweils für einen Sättigungsgrad betrachtet bezieht sich die Probe mit der kleinsten Anzahl von eutektischen Körnern auf die Platte mit einer Wandstärke von 40 mm, die mit der höchsten Anzahl der eutektischen Körner auf die 10 mm Platte und die mittig liegende Probe bezüglich der eutektischen Körner auf die 20 mm Platte.

Im Bild 96 ist die Zugfestigkeit und die Dehngrenze $R_{t0,07}$ (Spannung bei einer Totaldehnung von 0,07 %) über der Anzahl der eutektischen Körner aufgetragen bei unterschiedlichen Sättigungsgraden aufgetragen. Die $R_{t0,07}$ wurde ausgewählt, da H. Kerber und E. Nechtelberger postulierten [59], die Spannung bei einer Totaldehnung von 0,07 % ist eine gute Näherung für die Dauerfestigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit bei Zug/Druck-Wechsel Beanspruchung ($R = -1$)

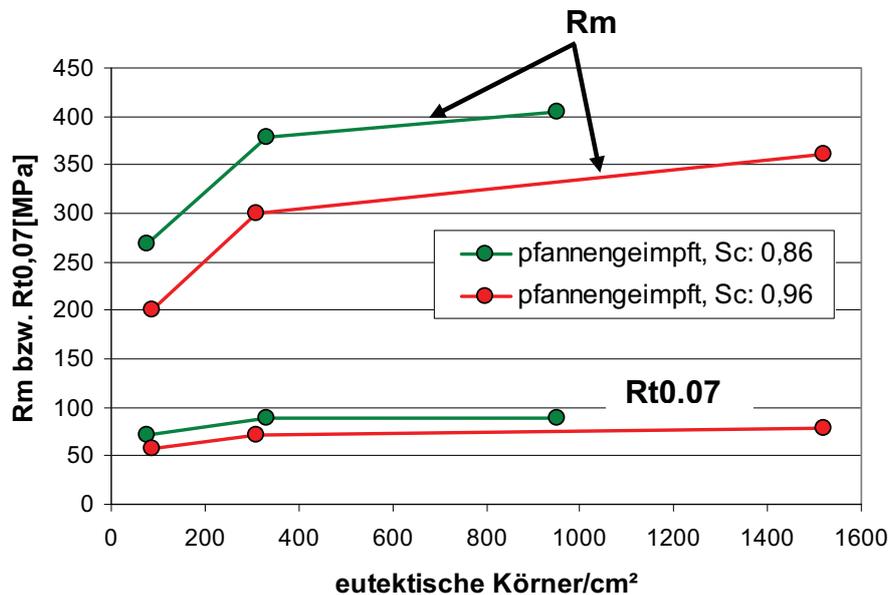


Bild 96: Abhängigkeit der Zugfestigkeit (R_m) und der Dehngrenze bei einer Totaldehnung von 0,07 % ($R_{t0,07}$) von der Anzahl der eutektischen Körner bei unterschiedlichen Sättigungsgraden, Schmelze 2

Weiters wurde das Dehngrenzenverhältnis $R_{t0,07}/R_m$ über die Anzahl der eutektischen Körner bei unterschiedlichen Sättigungsgraden aufgetragen (Bild 97).

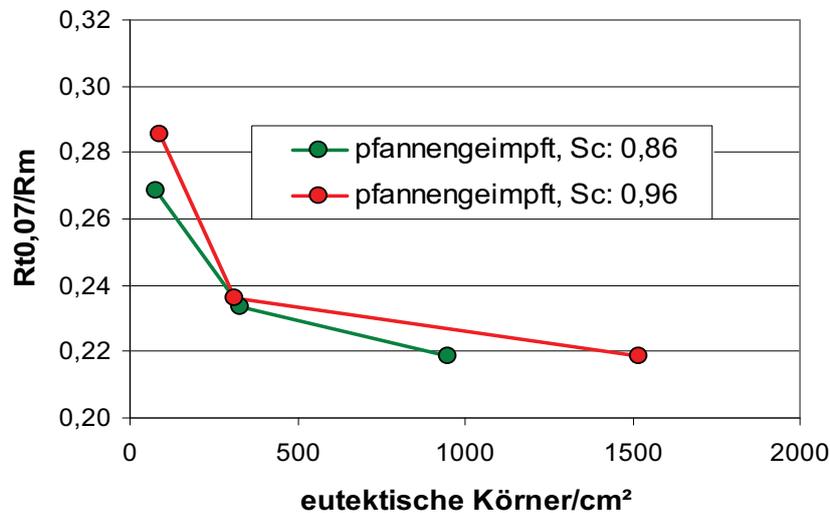


Bild 97: Abhängigkeit des Dehngrenzenverhältnisses ($R_{t0,07}/R_m$) von der Anzahl der eutektischen Körner bei unterschiedlichem Sättigungsgrad, Schmelze 2

Die Ergebnisse zeigen, dass eine Erhöhung der spezifischen eutektischen Kornzahl im Größenordnungsbereich von 50 bis 100 (Platte mit einer Wandstärke von 40 mm) auf 300 bis 350 (Platte mit einer Wandstärke von 20 mm) Körner pro cm^2 eine signifikante Steigerung der Zugfestigkeit um bis zu 50 % bringt. Eine weitere Erhöhung auf sehr hohe Kornzahlen (bis 1500 Körner/ cm^2 , Platte mit einer Wandstärke von 10 mm) bringt nur mehr eine vergleichsweise geringe Steigerung der Zugfestigkeit (Bild 96).

Das Dehngrenzenverhältnis ($R_{t0,07}/R_m$) zeigt, dass eine Erhöhung der eutektischen Kornzahl durch rascheres Abkühlen die Zugfestigkeit proportional stärker steigert als die Dehngrenzen (Bild 97).

Die Auswirkung des Sättigungsgrades bei Verfestigung durch rascheres Abkühlen spielt nur eine sehr untergeordnete Rolle. Die Zunahme der Zugfestigkeit und der Dehngrenzen ist bei den Proben unterschiedlicher Sättigungsgrade (Bild 97) sehr ähnlich.

5.2.3 Einfluss des Keimzustandes in der Schmelze auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve

Um die Auswirkungen verschiedener Impfvarianten auf die eutektische Kornzahl und in weiterer Folge auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve zu verifizieren wurden unterschiedlich geimpfte Platten mit den Wandstärken von 10, 20 und 40 mm abgegossen. Der vorhandene Keimzustand wurde durch ein Überhitzen der Schmelze auf 1500°C verschlechtert. Als Impfmittel wurde für die Pfannenimpfung SRF75 (FeSiSr) und als Formimpfmittel Optigran (FeSiAlCaMn) verwendet.

Im Zuge des ersten Versuchs wurden Platten mit einer Wandstärke von 40 und 20 mm formgeimpft, form- und pfannenfeimpft und ungeimpft abgegossen. Zuerst wurden formgeimpfte und form- und pfannengeimpfte Proben abgegossen. Anschließend wurde um den Keimzustand in der Schmelze zu verschlechtern die Schmelze für 30 Minuten auf 1500°C überhitzt und um den Siliziumabbrand zu korrigieren eine Siliziumkorrektur durchgeführt. Weiters wurden formgeimpfte und ungeimpfte Proben abgegossen.

Die Bilder 98 und 99 zeigen die Auswirkungen der unterschiedlichen Impfvarianten auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve bei den 40mm Platten.

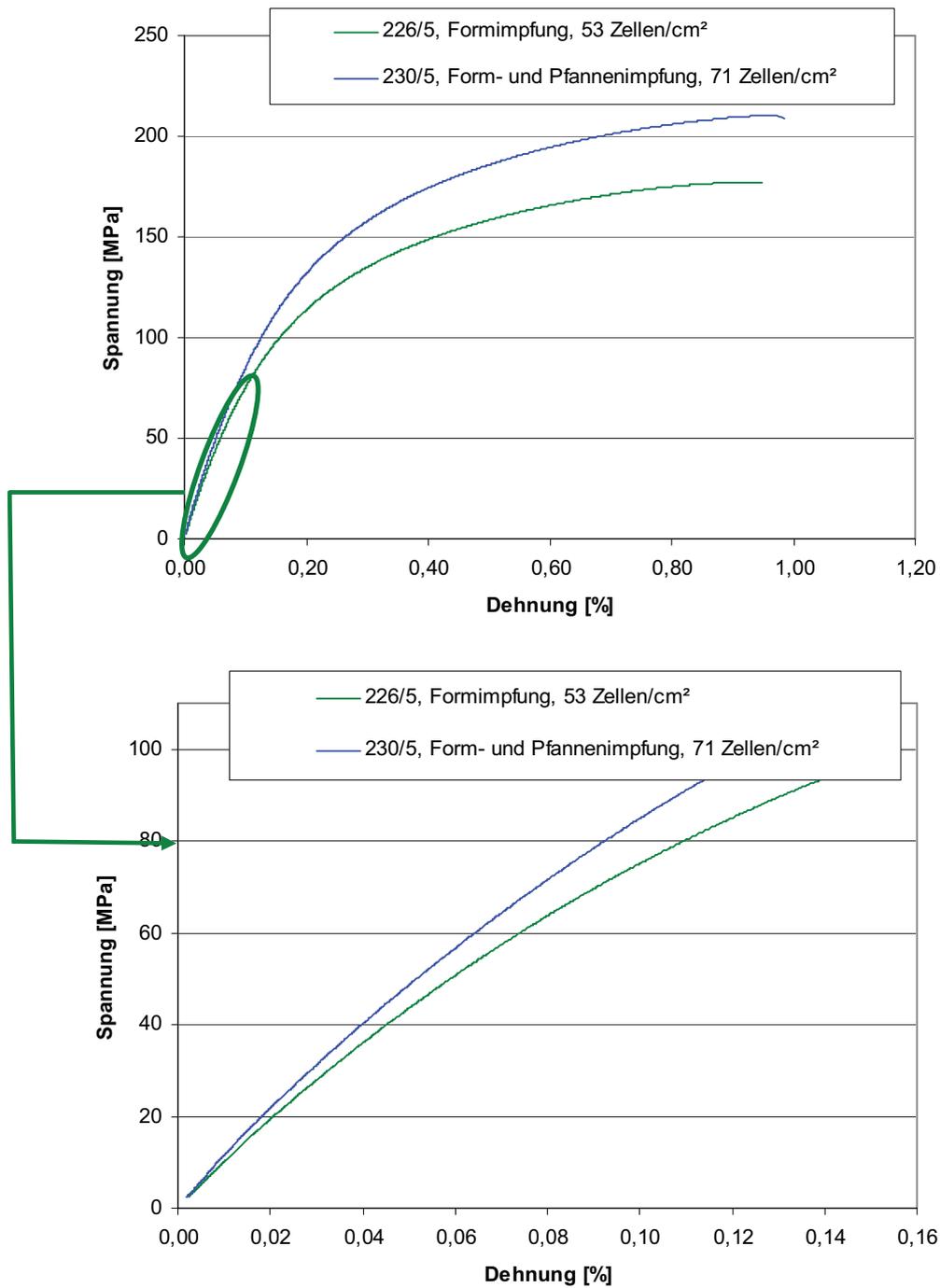


Bild 98: Die Auswirkung von unterschiedlichen Impfvarianten auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve, Sättigungsgrad 0,88, Plattendicke 40 mm, Schmelze 9

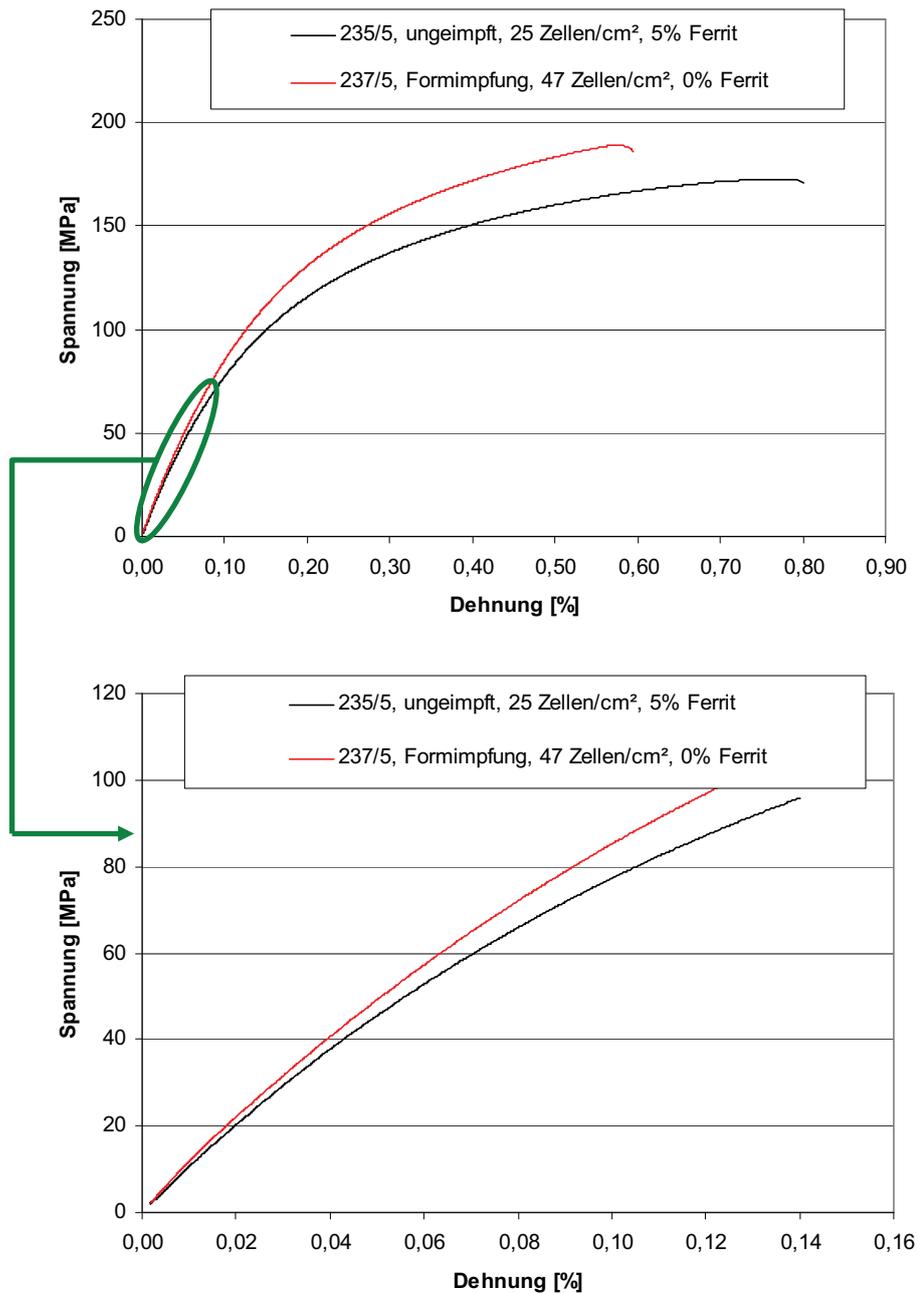


Bild 99: Die Auswirkung von verschiedenen Impfvarianten auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve, Sättigungsgrad 0,88, Plattendicke: 40 mm, Schmelze 9

Eine Doppeltimpfung (Form- und Pfannenimpfung) bringt im Vergleich zu einer Formimpfung eine deutliche Steigerung der spezifischen eutektischen Zellenzahl und damit verbunden eine Verschiebung der Spannungs/Dehnungs-Kurve bis hin zu geringsten Dehnungen.

Die Festigkeitssteigerung von ungeimpft zu formgeimpft abgegossen ist relativ gering. Die relativ hohe Festigkeit der ungeimpften Platte kann mit der Impfwirkung des Reinsiliziums, welches zugegeben wird um den Siliziumabbrand auszugleichen, erklärt werden.

Aufgrund der unerwünscht starken Impfwirkung des Siliziums wurde eine weitere Schmelze angefertigt und ohne Siliziumkorrektur vergossen. Um den Keimzustand zu verschlechtern wurde die Schmelze 30 Minuten bei ca. 1500°C warmgehalten und anschließend ungeimpfte und formgeimpfte Proben vergossen.

Die Ergebnisse zeigen, dass sowohl bei den Platten mit einer Dicke von 40 als auch 20mm eine Impfung eine deutliche Steigerung der spezifischen Kornzahl und damit verbunden eine signifikante Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, bis hin zu geringsten Dehnungen, ermöglicht.

Die Verbesserungen der mechanischen Eigenschaften über den ganzen Bereich der Spannungs/Dehnungs-Kurve lassen sich wie folgt erklären: Eine Erhöhung der Keimzahl durch Impfung in der Schmelze bewirkt eine höhere Anzahl der spezifischen Zellenzahl. Eine Vergrößerung der spezifischen Zellenzahl führt zu einer Verkürzung der Graphitlamellen und naturgemäß zu einer Erhöhung der Anzahl der spezifischen Zellengrenzen. Wird der Graphit im Grauguss als Fehler, d.h. als Riss betrachtet, so stellen die Zellgrenzen, da sie frei von Graphitlamellen sind, ein tragendes Skelett im Werkstoff dar. Somit bewirkt eine Erhöhung der spezifischen Zellenzahl ein dichteres tragendes Skelett von eutektischen Zellengrenzen im Werkstoff.

Die Kombination von kürzeren Graphitlamellen (kürzere Risse) im Werkstoff und eine höhere spezifische Anzahl von Zellengrenzen führen zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften über den ganzen Bereich der Spannungs/Dehnungs—Kurve.

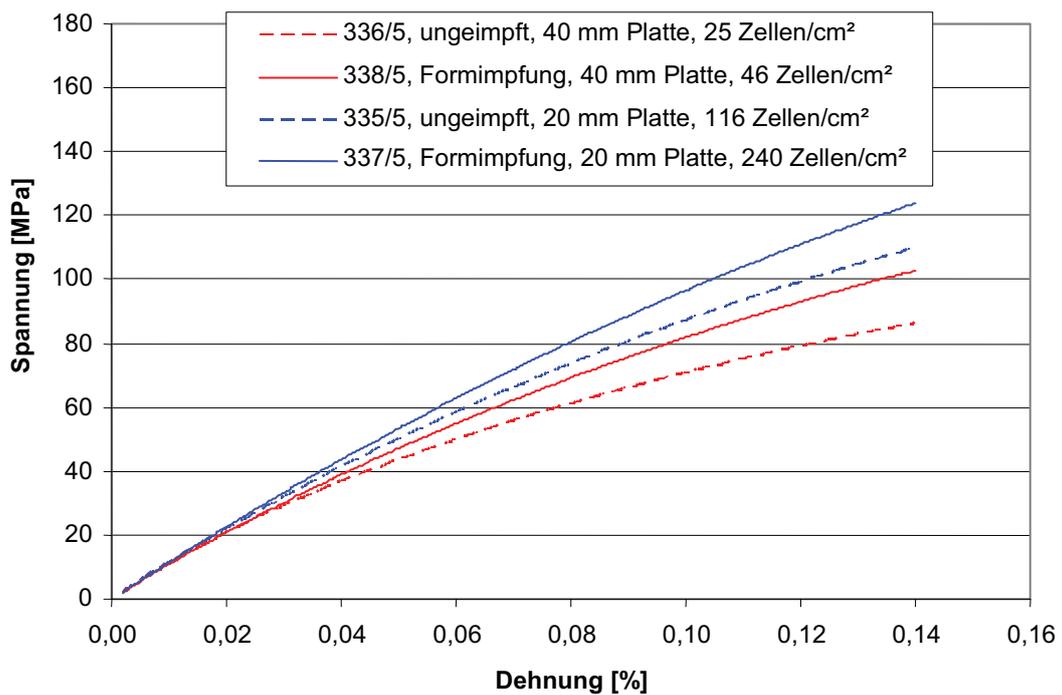
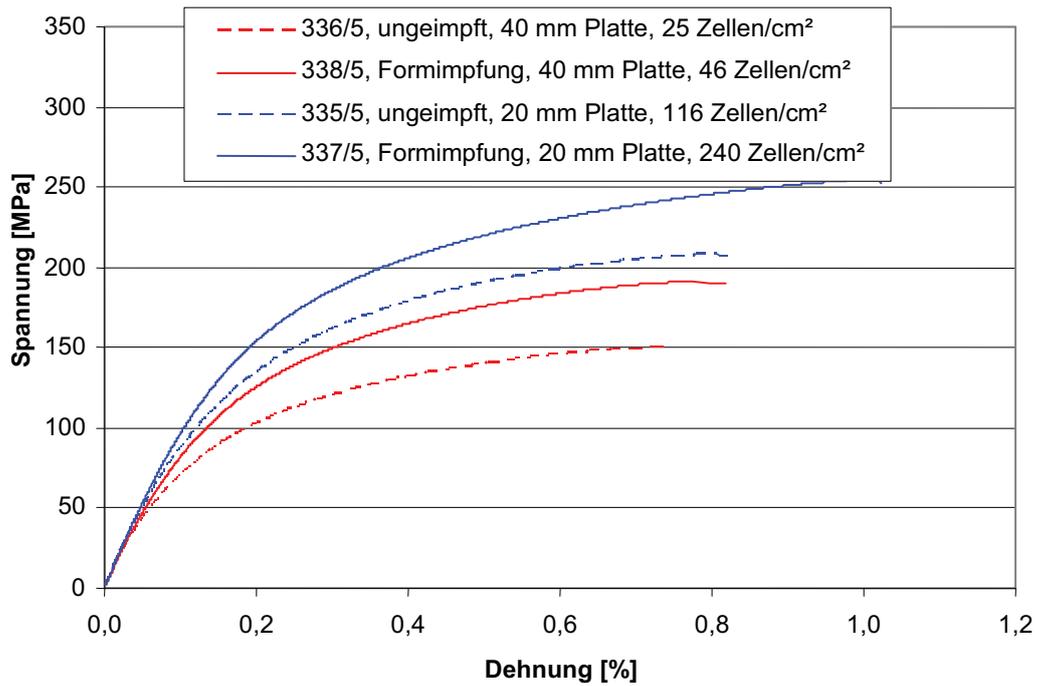


Bild 100: Die Auswirkung der Impfung auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve, Sättigungsgrad 0,88, Plattendicke: 40 und 20 mm, Schmelze 11

Es wird die Abhängigkeit der Zugfestigkeit R_m und der Dehngrenzen, beispielhaft wurde die $R_{t0,07}$ (Spannung bei einer Totaldehnung von 0,07%) verwendet, untersucht. Die oben beschriebenen Ergebnisse zeigen klar, wie nicht anders zu erwarten, dass eine Erhöhung der eutektischen Kornzahl die Zugfestigkeit und die Dehngrenzen erhöht. Ungeklärt ist die Frage ob die Erhöhung der Dehngrenzen und Zugfestigkeit proportional ist oder nicht.

Im Bild 101 ist beispielhaft anhand der Schmelze 9 die Abhängigkeit der Zugfestigkeit und der $R_{t0,07}$ von der eutektischen Kornzahl dargestellt. Die eutektische Kornzahl wurde durch unterschiedliche Impfvarianten und durch die Wanddicke (40 und 20 mm dicke Platten) variiert. Jeweils für einen Impfstand betrachtet bezieht sich die niedrigere eutektische Zellenzahl auf die Platte mit einer Wandstärke von 40 mm (geringere Abkühlgeschwindigkeit) und die höhere eutektische Kornzahl auf die Platte mit der Wandstärke von 20 mm (höhere Abkühlgeschwindigkeit).

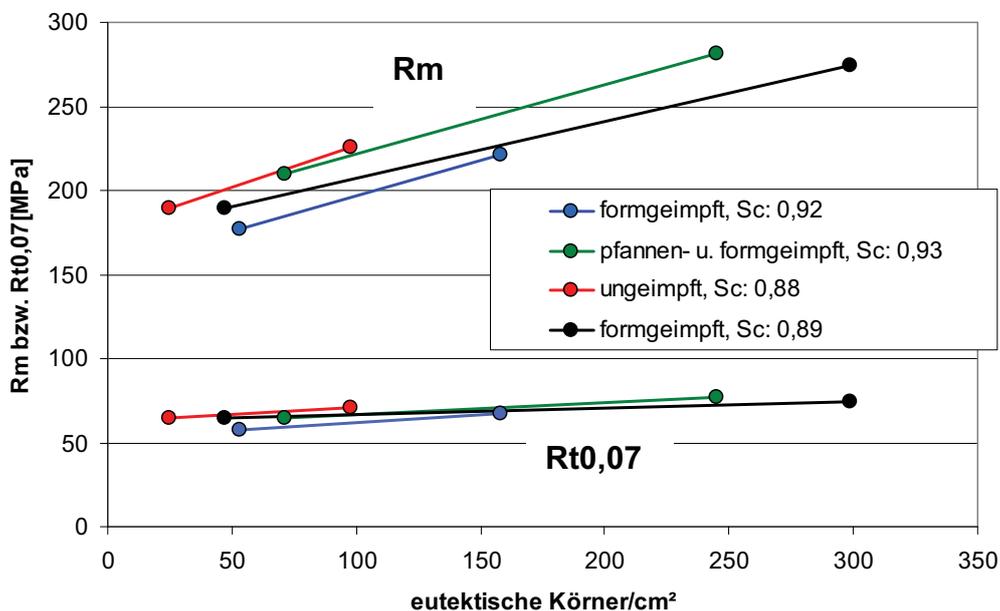


Bild 101: Die Abhängigkeit der Zugfestigkeit (R_m) und der Dehngrenze bei 0,07 % Totaldehnung ($R_{t0,07}$) von der eutektischen Kornzahl

Im Bild 102 ist das Verhältnis $R_{t0,07}/R_m$ über die eutektische Kornzahl aufgetragen. Wie oben beschrieben bezieht jeweils für einen Impfzustand die niedrigere eutektische Kornzahl auf die 40 mm Platte und die höhere eutektische Kornzahl auf die 20 mm Platte.

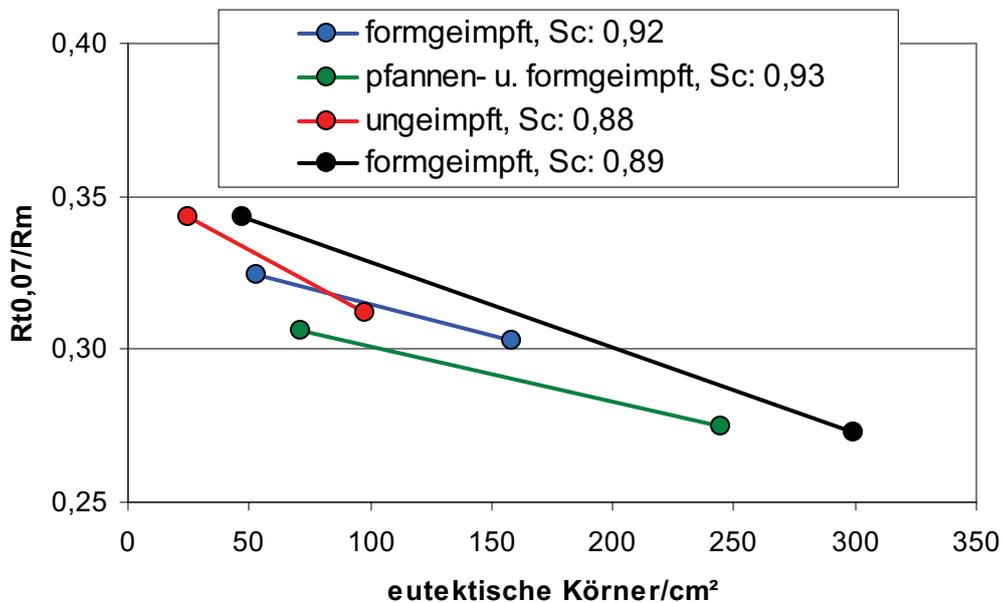


Bild 102: Abhängigkeit des Dehngrenzenverhältnisses ($R_{t0,07}/R_m$) von der eutektischen Kornzahl

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass eine Erhöhung der eutektischen Kornzahl durch Impfen und/oder eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit eine Verschiebung der Spannungs/Dehnungs-Kurve zu höheren Festigkeiten, bis hin zu kleinsten Dehnungen, bewirkt. Untersuchungen zur Verschiebung der Spannungs/Dehnungs-Kurve durch eine Erhöhung der Kornzahl zeigten, dass die Veränderung der Spannungs/Dehnungs-Kurve nicht proportional verläuft. Eine Verfestigung durch eine erhöhte eutektische Kornzahl führt zu einer proportional viel größeren Erhöhung der Zugfestigkeit als der Dehngrenzen. D. h. das Dehngrenzenverhältnis ($R_{t0,07}/R_m$) sinkt mit einer Zunahme der spezifischen eutektischen Kornzahl.

5.2.4 Einfluss von Ferrit auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve

Der vorliegende Datenpark reicht von einem voll perlitischen Matrixgefüge bis hin zu Ferritanteilen von 40%. Die vorliegenden unterschiedlichen Ferritgehalte wurden sowohl ohne als auch mit Veränderung der chemischen Zusammensetzung erzeugt, indem Ferrit durch eine Wärmebehandlung erzeugt oder beseitigt wurde bzw. Ferrit im Gusszustand durch Legieren beseitigt wurde.

Es wurden 4 Plattensätze (jeweils Platten mit den Wandstärken 40, 20 und 10 mm) abgegossen. Ein Plattensatz wurde im Gusszustand geprüft, bei den anderen drei wurden unterschiedliche Ferritgehalte durch eine Wärmebehandlung erzeugt. Die Proben wurden austenitisiert und anschließend mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten abgekühlt, wobei Ferritgehalte bis 35% erzielt wurden.

Das Bild 103 zeigt beispielhaft den Einfluss unterschiedlicher, durch Wärmebehandlung erzeugter Ferritgehalte, auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve anhand von Platten mit einer Wandstärke von 40 mm.

Das Ergebnis zeigt, dass mit zunehmendem Ferritgehalt, wie nicht anders zu erwarten, die Zugfestigkeit gesenkt wurde. Auf den Bereich niedriger Dehnungen hat ein Ferritgehalt bis 15 % praktisch keinen Einfluss. Erst bei einem Ferritgehalt von 35 % ist ein merkbarer Abfall der Spannungs/Dehnungs-Kurve auch im Bereich von niedrigen Dehnungen bemerkbar (Bild 103).

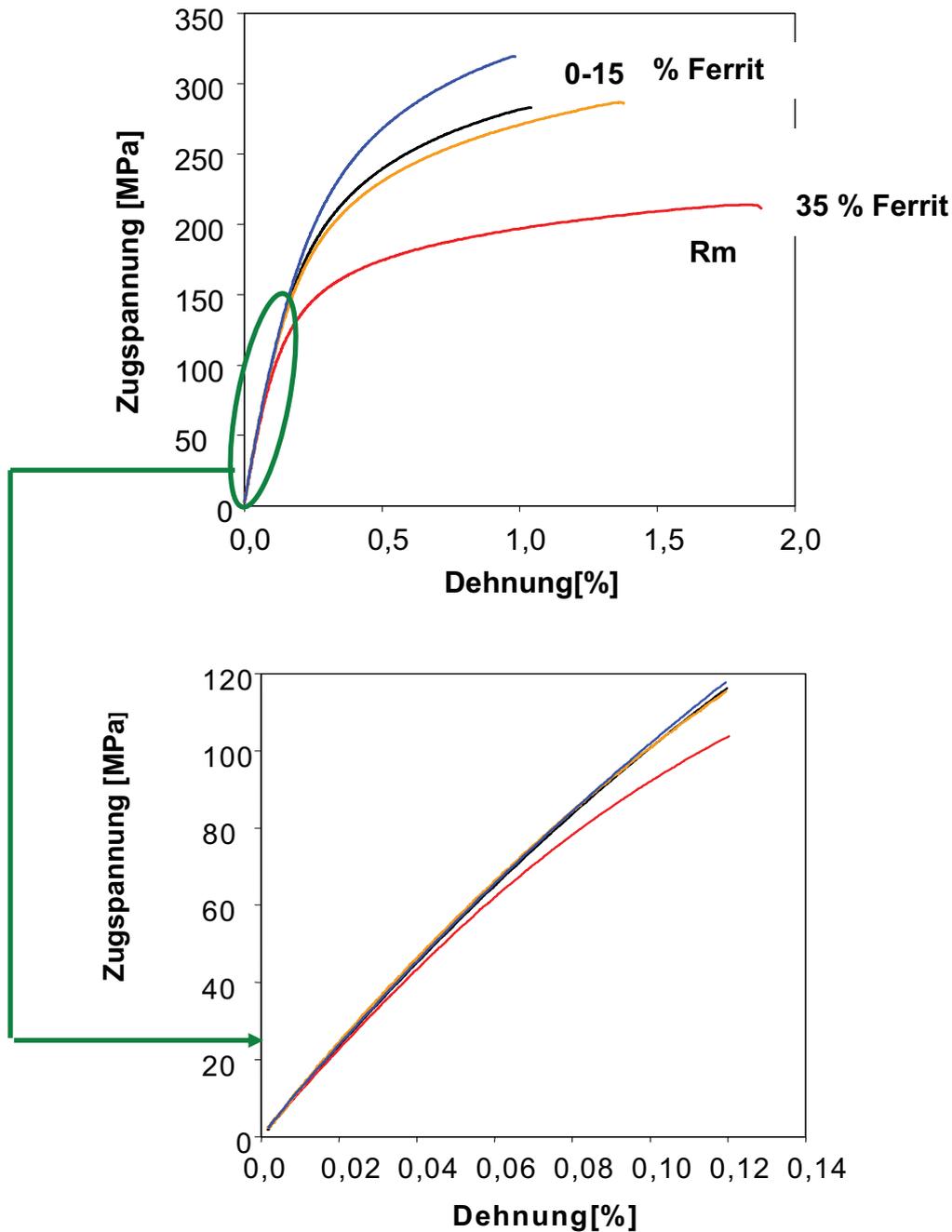


Bild 103: Es wurden unterschiedliche Ferritanteile durch eine Wärmebehandlung produziert, Plattendicke 40 mm, Schmelze 7

Zur genaueren Untersuchung des Einflusses von Ferrit auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve wurden die Zugfestigkeiten und die Dehngrenzen über den Ferritgehalten aufgetragen. Als Proben wurden Platten mit Wandstärken von 40, 20 und 10 mm verwendet.

Die Gefügeausbildung aller Proben (Platten mit den Wandstärken 40, 20 und 10 mm) im Gusszustand ist voll perlitisch. Eine Abkühlung in Pressluft führte zu Ferritgehalten von 5 bis 10 %, in ruhender Luft 10 bis 20 % und in einem isolierenden Stein 25 bis 40 % in den Platten mit den Wandstärken von 40, 20 und 10 mm.

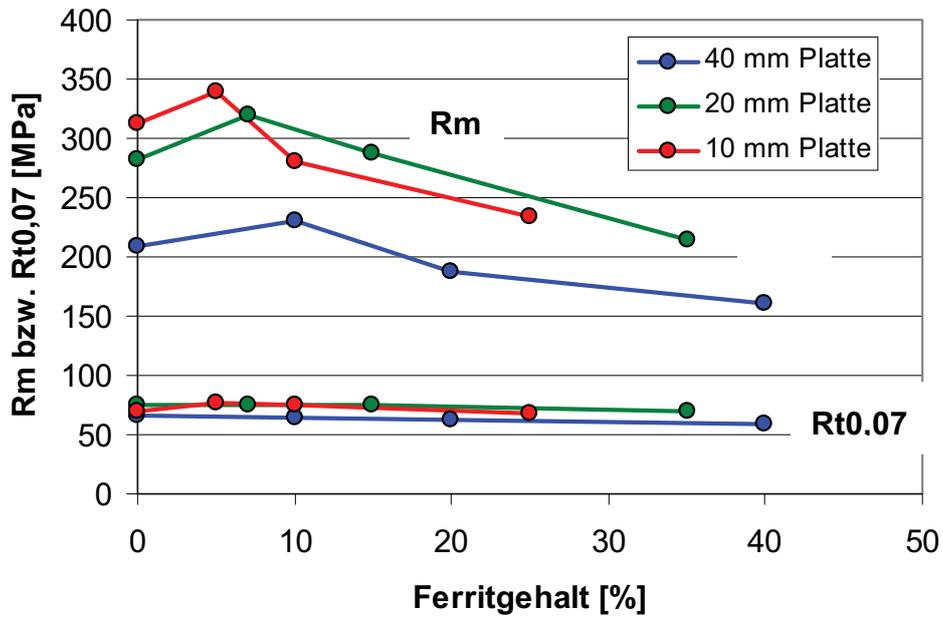


Bild 104: Die Abhängigkeit der Zugfestigkeit (R_m) und der Dehngrenze bei 0,07 % Totaldehnung ($R_{t0,07}$) vom Ferritgehalt, Plattendicken: 40, 20 und 10 mm, Schmelze 7

Wie erwartet, kommt es zu einem starken Abfall der Zugfestigkeit mit zunehmendem Ferritgehalt. Überraschend hingegen ist, dass die Dehngrenzen mit zunehmendem Ferritgehalt nur geringfügig abfallen. Auffällig ist, dass die Proben im Gusszustand, welche voll perlitisch sind, eine geringere Zugfestigkeit aufweisen als die in Pressluft abgekühlten Proben mit Ferritgehalten von 5 (10 mm Platte) bis 10 % (40 mm Platte). Die Ursache dafür liegt in der unterschiedlichen Mikrohärtigkeit des Perlits. Die Tafel 15 zeigt eine Gegenüberstellung der Mittelwerte der gemessenen Mikrohärtigkeiten ($HV_{0,2}$) des Perlits an den 40, 20 und 10 mm Platten, jeweils im Gusszustand und im Zustand „mit Pressluft abgekühlt“ bestimmt.

Tafel 15: Mikrohärtten des Perlits (HV_{0,2}) im Gusszustand und im Zustand „mit Pressluft abgekühlt“

	Mikrohärte HV 0,2	
	Gusszustand	Pressluft
40	292	326
20	273	331
10	298	307

Weiters ist auffällig, dass die Festigkeiten der in „ruhender Luft“ und im „isolierenden Stein“ abgekühlten 10 Platten unter den 20 mm Platten mit vergleichbaren Festigkeiten liegen. Die Ursache für das überproportionale Absinken der Festigkeit könnte das Vorhanden sein von B-Graphit in den beiden 10 mm Platten sein.

Es wurde das Dehngrenzenverhältnis ($R_{t0,07}/R_m$) über dem, durch unterschiedliche Abkühlbedingungen erzeugten, Ferritgehalt für die Platten mit den Wandstärken von 40, 20 und 10 mm aufgetragen (Bild 105).

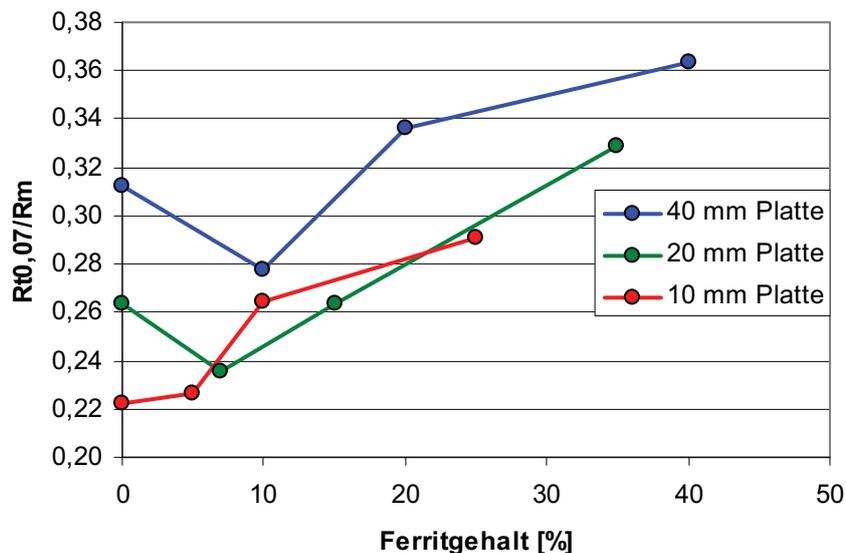


Bild 105: Die Abhängigkeit des Dehngrenzenverhältnisses ($R_{t0,07}/R_m$) vom Ferritgehalt, Plattendicke: 40, 20 und 10 mm, Schmelze 7

Der globale Trend zeigt ein Ansteigen des Dehngrenzenverhältnisses ($R_{t0,07}/R_m$) mit zunehmendem Ferritgehalt (Bild 105).

Die 10 mm Platte zeigt ein nicht mit den bisherigen Versuchsergebnissen konformes Verhalten, welches, wie bereits beschrieben, wahrscheinlich auf das teilweise Vorhandensein von B-Graphit zurückzuführen ist. Überraschend ist das starke Ansteigen des Dehngrenzenverhältnisses ($R_{t0,07}/R_m$) bei allen Plattendicken mit zunehmenden Ferritgehalt, d.h. Ferrit verringert die Zugfestigkeit um ein vielfaches stärker als im Vergleich dazu die Dehngrenzen.

Zur Absicherung des Ergebnisses wurde eine weitere Schmelze (Schmelze 10) ohne Perlitstabilisatoren (Cu, Sn) vergossen (Platten mit einer Wandstärke von 40 und 20 mm) und der Ferritgehalt anschließend durch eine Wärmebehandlung (austenitisieren und anschließendes Abkühlen mit Pressluft) reduziert.

Die Ergebnisse sind identisch mit den oben beschriebenen, d.h. eine Reduktion von Ferrit steigert die Zugfestigkeit überproportional im Vergleich zu den Dehngrenzen. Daraus folgt eine Abnahme des Dehngrenzenverhältnisses ($R_{t0,07}/R_m$) durch eine Reduktion von Ferrit.

Das Bild 106 zeigt beispielhaft die Auswirkung einer Ferritbeseitigung durch eine Wärmebehandlung (Austenitisieren und anschließende Abkühlung mit Pressluft) auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve.

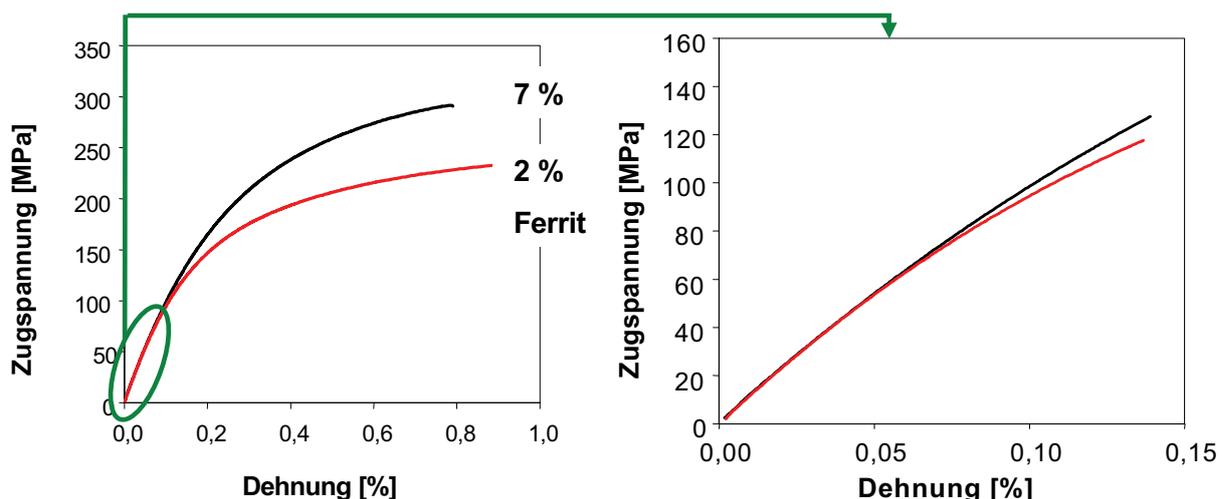


Bild 106: Die Ferritanteile wurden durch eine Wärmebehandlung reduziert, Plattendicke: 40 mm, Schmelze 10

Des Weiteren wurde die Auswirkung einer Beseitigung von Ferrit durch Legieren (Cu und Cr) auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve untersucht. Zu diesem Zwecke wurden unlegierte (ferritisch/perlitisches Matrixgefüge) und legierte (perlitisches Matrixgefüge) Platten mit Wandstärken von 20 und 40 mm abgegossen.

Aus dem Bild 107 sind beispielhaft die Auswirkungen einer Ferritbeseitigung durch Legieren an einer Platte mit der Wandstärke von 40 mm ersichtlich.

Das Ergebnis zeigt im Gegensatz zu einer Ferritbeseitigung oder -bildung durch Wärmebehandeln, dass eine Beseitigung von Ferrit durch Legieren eine Verschiebung der Spannungs/Dehnungs-Kurve über den gesamten Bereich bewirkt (Bild 107)

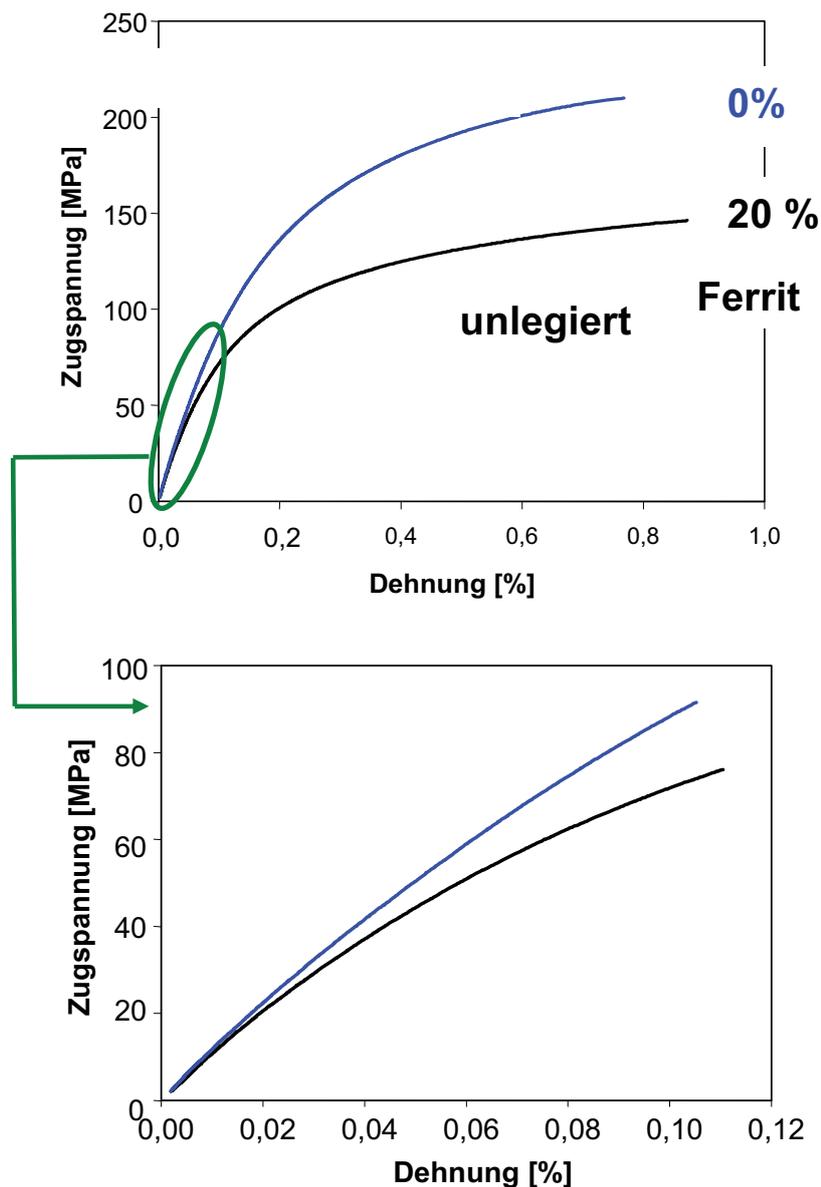


Bild 107: Ferrit wurde durch Legieren beseitigt, Plattendicke: 40 mm, Schmelze: 4

Zur genaueren Untersuchung des Einflusses einer Ferritbeseitigung durch Legieren auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve wurden die Zugfestigkeiten und Dehngrenzen über den Ferritgehalten aufgetragen (Bild 108). Die Proben mit einem voll perlitischem Matrixgefüge sind legiert (Cu und Cr), hingegen die Proben mit einem perlitischem/ferritischem Matrixgefüge wurden unlegiert vergossen. Als Proben wurden Platten mit einer Wandstärke von 40 und 20 mm verwendet.

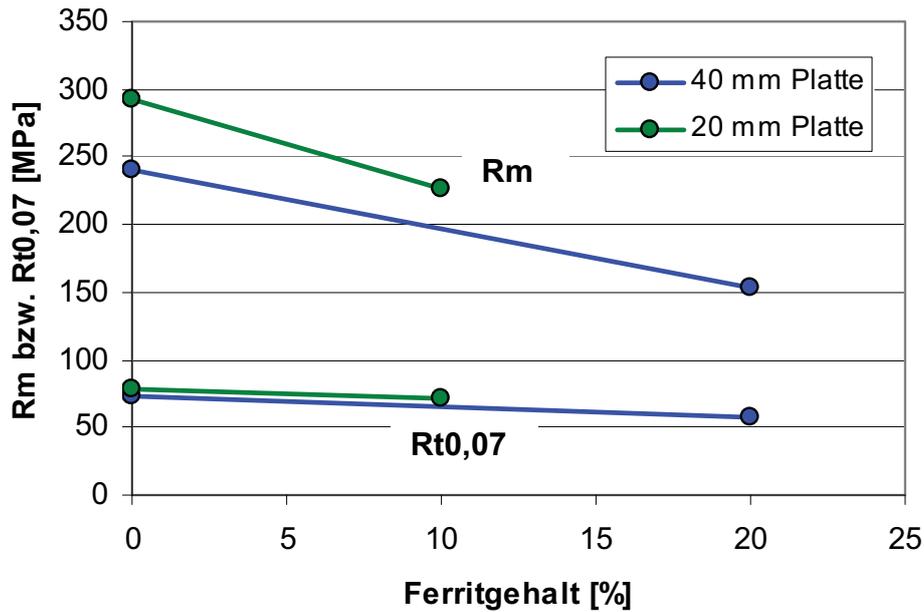


Bild 108: Veränderung der Zugfestigkeit (R_m) und der Dehngrenze bei 0,07 % Totaldehnung ($R_{t0,07}$) durch eine Beseitigung von Ferrit durch Legieren, Plattendicke: 40 und 20 mm, Schmelze: 4

Zur genaueren Analyse der Auswirkung einer Ferritbeseitigung durch Legieren auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve wurde das Dehngrenzenverhältnis ($R_{t0,07}/R_m$) über den Ferritgehalt (legierte und unlegierte Proben) aufgetragen (Bild 109).

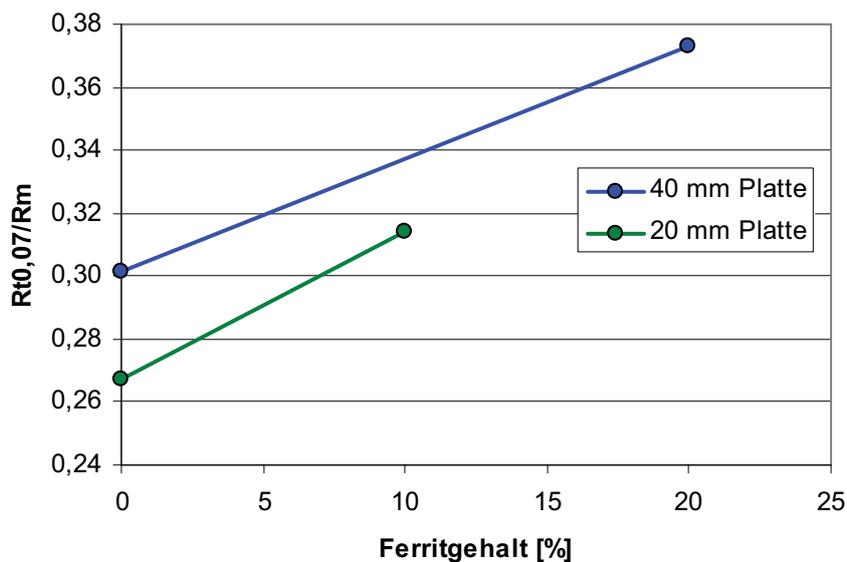


Bild 109: Abhängigkeit des Dehngrenzenverhältnisses vom Ferritgehalt, Ferrit durch Legieren beseitigt, Plattendicke: 40 und 20 mm, Schmelze: 4

Die Ergebnisse zeigen, dass eine Ferritbeseitigung durch Legieren die gesamte Spannungs/Dehnungs-Kurve zu höheren Spannungen hin verschiebt. Eine Betrachtung der Proportionalitätsverhältnisse zeigt, dass eine Ferritbeseitigung durch Legieren die Zugfestigkeit stärker steigert als den Bereich der Dehngrenzen, d. h. das Dehngrenzenverhältnis ($R_{t0,07}/R_m$) sinkt.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass eine Ferritbeseitigung durch eine Wärmebehandlung hauptsächlich eine Erhöhung der Zugfestigkeit bewirkt, jedoch nur einen verhältnismäßig geringen Einfluss auf den Bereich der Dehngrenzen ausübt. Hingegen eine Ferritbeseitigung durch Legieren bewirkt eine Verschiebung der Spannungs/Dehnungs-Kurve über den ganzen Bereich, jedoch proportional die Zugfestigkeit stärker als den Bereich der Dehngrenzen.

5.2.5 Einfluss einer hohen eutektischen Kornzahl bei stark untereutektischem Sättigungsgrad auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve

Zur Untersuchung der Rolle von einer hohen eutektische Kornzahl in Kombination mit einer feinen Graphitausbildung wurde ein industriell gefertigter Kokillengussbarren mit 20 mm Durchmesser verwendet (Bild 58, Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung). Der Sättigungsgrad des Kokillengussbarrens beträgt 0,83.

Die Positionen der Feinzugversuche sind aus dem Bild 59 (Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung) zu entnehmen.

Die metallographische Auswertung des Kokillengussstückes zeigt die Tafel 16. Es wurde von jeder Feinzugprobe ein metallographischer Schliff angefertigt und anschließend die Zahl der eutektischen Zellen (Zellen/cm²), die längsten Sehnenlängen der Graphitlamellen, das Ferrit/Perlit-Verhältnis und die Graphitanordnung bestimmt.

Tafel 16: Metallographische Beurteilung des Kokillengussstückes (FZV1 bis FZV5)

Pos.	eut. Zellen [Zellen/cm ²]	Sehnenlänge Gr. [µm]				Matrixgefüge		Graphitanordnung
		längste	MW 5	MW 10	MW 20	% Perlit	% Ferrit	
FZV 1	1200	267	209	187	170	100	0	60%E; Rest A
FZV 2	800-1000	347	286	266	238	100	0	30%E; Rest A
FZV 3	400-500	455	388	351	285	100	0	30%E; Rest A
FZV 4	300	627	471	415	351	100	0	30-40%E; Rest A
FZV 5	150	572	479	427	343	100	0	60-70%D; Rest A

Die Anzahl der eutektischen Zellen nimmt vom Rand (FZV 1) hin zur Probenmitte (FZV 5) aufgrund der abnehmenden Abkühlgeschwindigkeit ab. Die längsten und gemittelten Sehnenlängen nehmen vom Rand zur Probenmitte hin naturgemäß zu, denn größere eutektische Zellen sind verbunden mit größeren Sehnenlängen. Die Graphitanordnung in den Fein zugpositionen 1 bis 4 besteht aus A- und E-Graphit. Der relativ hohe E-Graphitanteil hängt mit dem niedrigen Sättigungsgrad (0,83) der Probe zusammen. Aufgrund des niedrigen Sättigungsgrades kommt es zu einer relativ mengenmäßig großen Primäraustenitausscheidung und damit verbunden scheidet sich ein großer Anteil des eutektischen Graphits gerichtet, zwischen den Primäraustenitdendriten, aus. Das Matrixgefüge ist voll perlitisch.

Die Ergebnisse der Fein zugversuche (Position 1 bis 5) sind aus dem Bild 110 zu entnehmen.

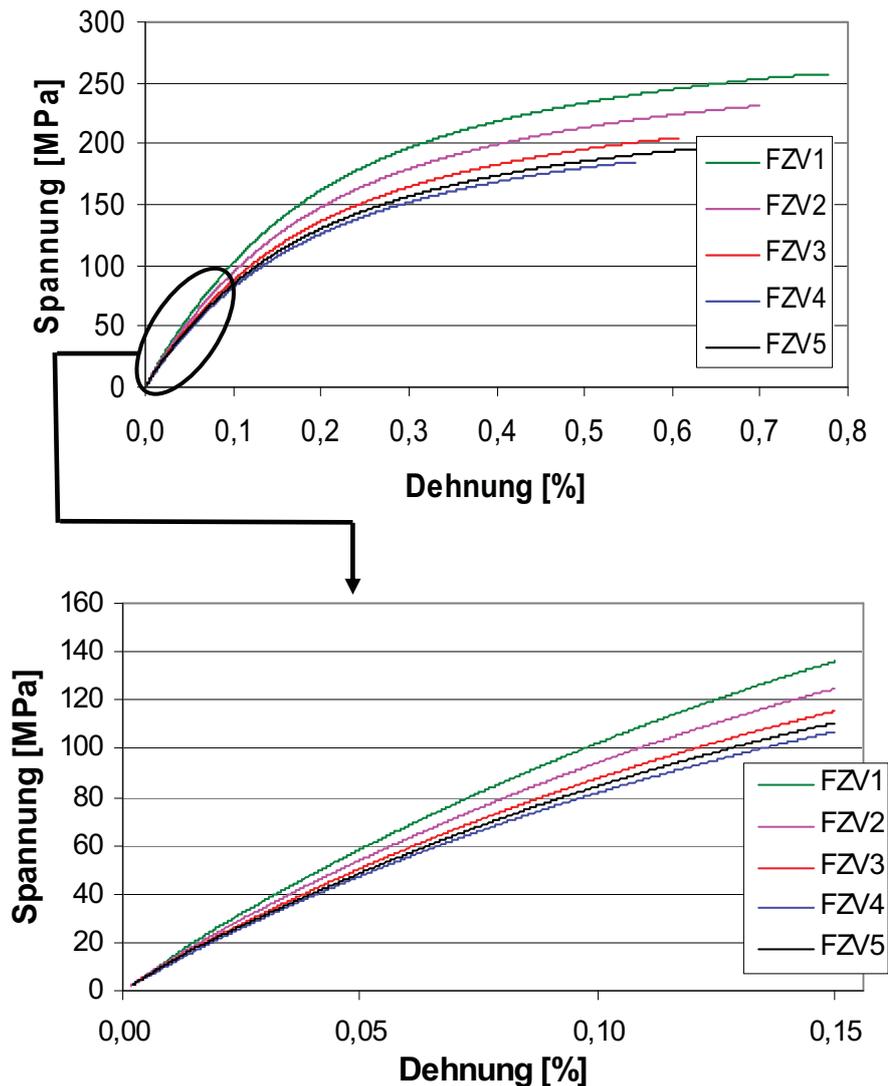


Bild 110: Ergebnisse der Feinzugversuche, Kokillengussstück

Zur weiteren Analyse der Spannungs/Dehnungs-Kurven der Feinzugversuche 1 (Randposition) bis 5 (Mittenposition) wurde die Zugfestigkeit, die Dehngrenzen $R_{t0,06}$, $R_{t0,07}$, $R_{t0,08}$, $R_{t0,09}$ und $R_{t0,1}$ und die Dehngrenzenverhältnisse über dem Randabstand aufgetragen (Bild 111). Ein Randabstand von 10 mm entspricht dem FZV 1, von 30 mm dem FZV 2, von 50 mm dem FZV 3, von 70 mm dem FZV 4 und von 90 mm dem FZV 5.

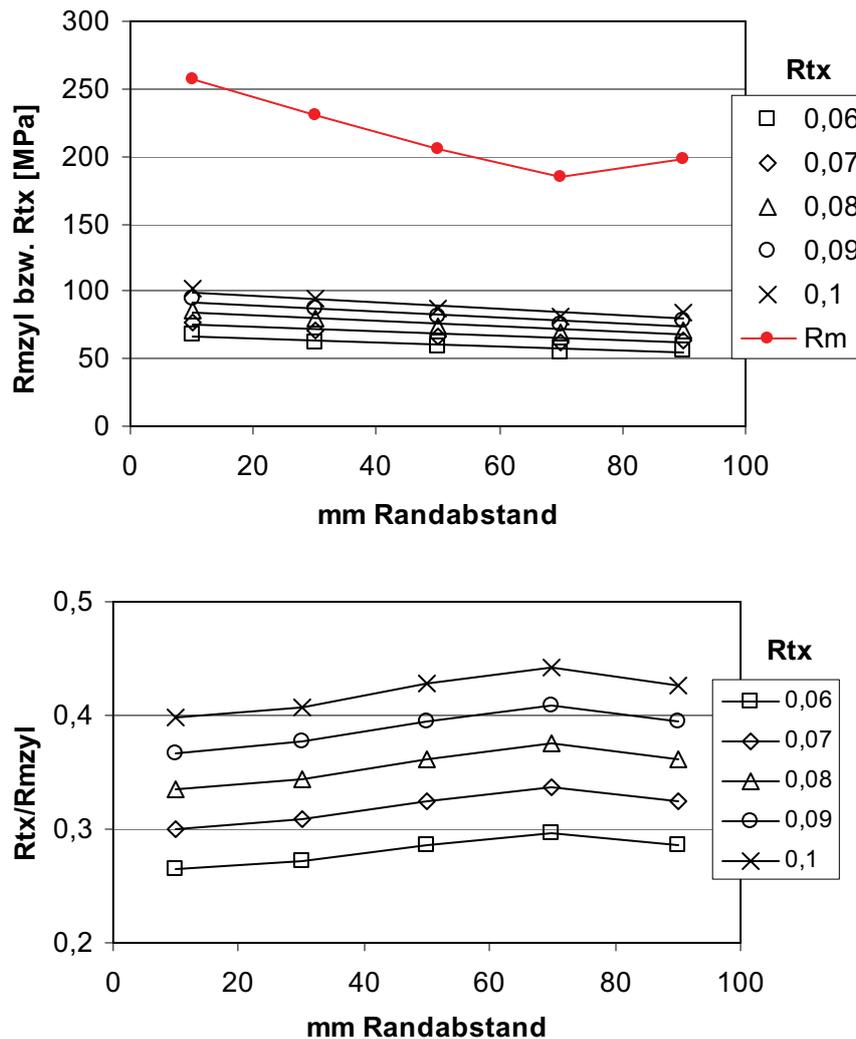


Bild 111: Oberes Teilbild: Zugfestigkeit und Dehngrenzen über Randabstand, unteres Teilbild: Dehngrenzenverhältnisse über Randabstand

Weiters ist aus dem Bild 111 zu entnehmen, dass ein zunehmender Randabstand (abnehmende Abkühlgeschwindigkeit) zu einem proportional stärkeren Absinken der Zugfestigkeit im Vergleich zu den Dehngrenzen führt. Aufgrund dieser Tatsache kommt es zu einem Ansteigen des Dehngrenzenverhältnisses, d. h. mit anderen Worten zu einer höheren Werkstoffauslastung. Hingegen von der Position 4 (70 mm Randabstand) zur Position 5 (90 mm Randabstand) kommt es, wie schon beschrieben, zu einer Erhöhung der Zugfestigkeit und damit verbunden zu einem Absinken des Dehngrenzenverhältnisses.

5.2.6 Erhöhung der Matrixzähigkeit durch Absenken des Silizium- und Mangangehaltes

Es sind im Schrifttum [17, 18, 34] Angaben zur Erzeugung von Grauguss mit einer „zähen“ Matrix enthalten. Es muss ein niedriger Gehalt an Phosphor, Schwefel, Mangan, Silicium und auch die weitestgehende Abwesenheit von Spurenelementen, besonders dann, wenn sie starke Gitterverzerrungen erwarten lassen oder karbidischer Natur sind, gewährleistet werden.

Als Legierungselemente für zähen Grauguss kommen nur solche in Frage, welche eine Gitterverzerrung weitgehend ausschließen und sich nicht karbidstabilisierend auswirken. Als Beispiel sei das Nickel angeführt, deren Wirkung als graphitstabilisierendes Element man sich zu nutze machen kann, indem man Silizium teilweise oder sogar vollständig durch Nickel, mit einem dem Eisen sehr ähnlichen Atomdurchmesser (keine Versprödung), ersetzt.

Das Bild 112 zeigt einen Vergleich von Grauguss mit abgesenkten Mangan- und Siliziumgehalt mit „normalem“ Grauguss anhand von 20 m (oberes Teilbild) und 40 mm (unteres Teilbild) Platten (Schmelze 13). Alle Proben wurden mit 0,3 % pfannen- und 0,15 % formgeimpft. Die Sättigungsgrade betragen 0,92 bzw. 0,93.

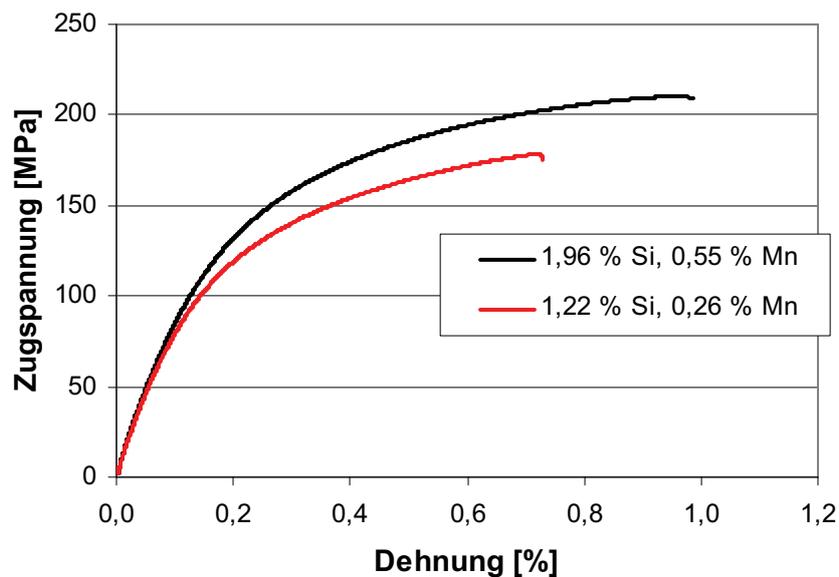
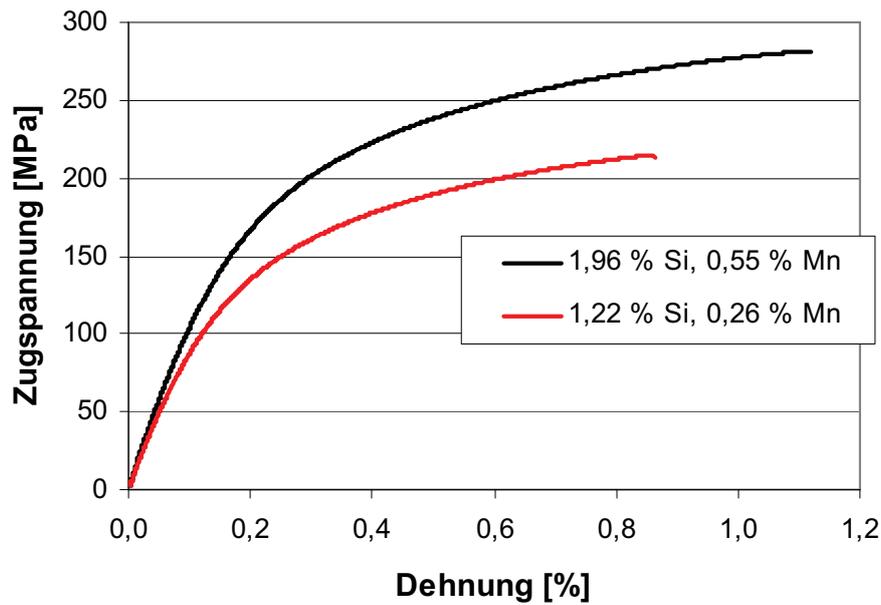


Bild 112: Grauguss mit abgesenkten Si- und Mn- Gehalt (rote Kurven) im Vergleich zu herkömmlichen Graugussarten (schwarze Kurven), Schmelze 13

Wie die Ergebnisse zeigen, bringt ein Absenken des Silizium- und Mangangehaltes keine Erhöhung der Bruchdehnung und damit verbunden auch keine Verbesserung der Zähigkeit des Werkstoffes. Der einzige Effekt der Reduktion des Silizium- und Mangangehaltes besteht in einer Entfestigung (Mischkristallentfestigung) des Werkstoffes (Bild 112).

Die in der Literatur angegebenen Daten [17], [18] zeigen, dass eine Absenkung des Silizium- und Mangangehaltes zu einer Steigerung der Duktilität des Werkstoffes führen sollen, konnten nicht verifiziert werden.

5.2.7 Die Auswirkungen von Stickstoff auf die mechanischen Eigenschaften von Grauguss

Aus der Literatur ist bekannt [9], [10], dass Stickstoff die Zugfestigkeit und Härte bei Grauguss steigert (siehe Kapitel 3.5, Die Wirkung der Legierungselemente auf die Guss- bzw. die Gussteileigenschaften bei Gusseisen mit Lamellengraphit). Erklärt wird eine Festigkeitssteigerung aufgrund von Stickstoff durch eine Perlitstabilisierung und -verfeinerung sowie durch Bildung von kompakten Lamellen mit abgerundeten Spitzen. Lamellen mit abgerundeten Spitzen wurden insbesondere in dickwandigen Gussstücken mit sehr hohen Stickstoffgehalten von ca. > 200 ppm beobachtet. Nur jener Stickstoff, welcher im Eisen gelöst ist, wirkt sich positiv auf die mechanischen Eigenschaften aus oder fördert die Gasblasenbildung. D. h. eine Abbindung des Stickstoffs durch Titan oder Aluminium vermindert oder annulliert seine positive Wirkung hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften bzw. seine negativen Eigenschaften bezüglich der Bildung von Koma- und Pinholefehler [9], [10].

Die Bilder 113 und 114 zeigen die Spannungs/Dehnungskurven der Schmelze 18 (Plattendicke 40 und 20 mm). Die analysierten Stickstoffgehalte betragen 57, 72 und 96 ppm bei einem Titangehalt von 0,03 %. Der Kupfergehalt (Perlitstabilisator) beträgt 0,3 %.

Das Ergebnis zeigt, dass bei der 20 mm Platte der Ferritanteil durch eine Erhöhung des Stoffgehaltes von 57 auf 96 ppm deutlich abnimmt (Bild 113). Hingegen bei der 40 mm Platte kommt es zu keiner Perlitbildung mit zunehmendem Stickstoffgehalt, d. h. der Ferritanteil in den Proben bleibt unverändert. Im Gefüge (siehe Bildanhang, Bilder 147, 148, 151, 152, 144 und 156) ist visuell keine signifikante Auswirkung auf die Ausbildung der Graphitlamellen oder eine Feinung des Perlits erkennbar.

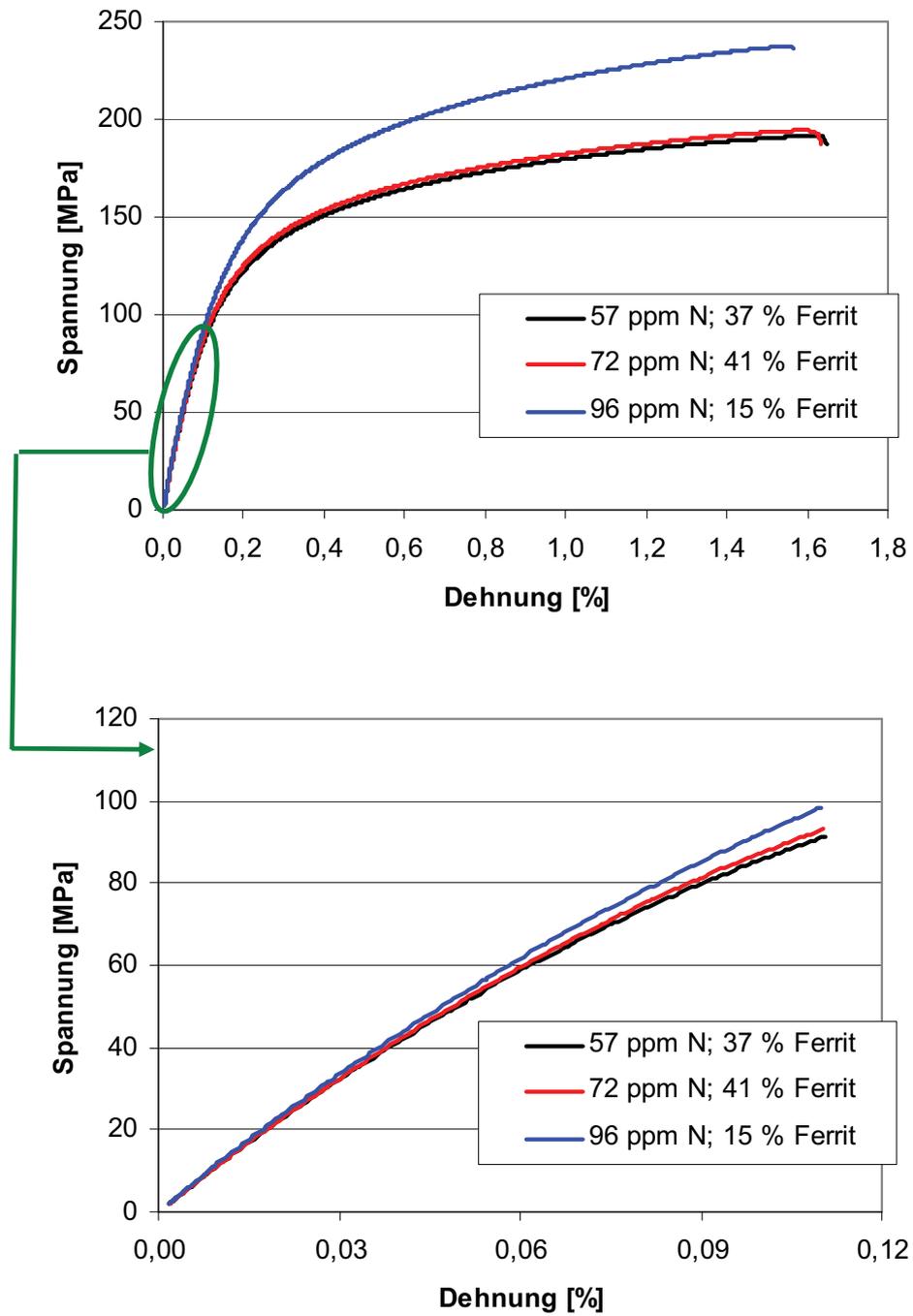


Bild 113: Auswirkung des Stickstoffgehaltes bei 0,03 % Titan bei einer Plattendicke von 20 mm, Schmelze 18

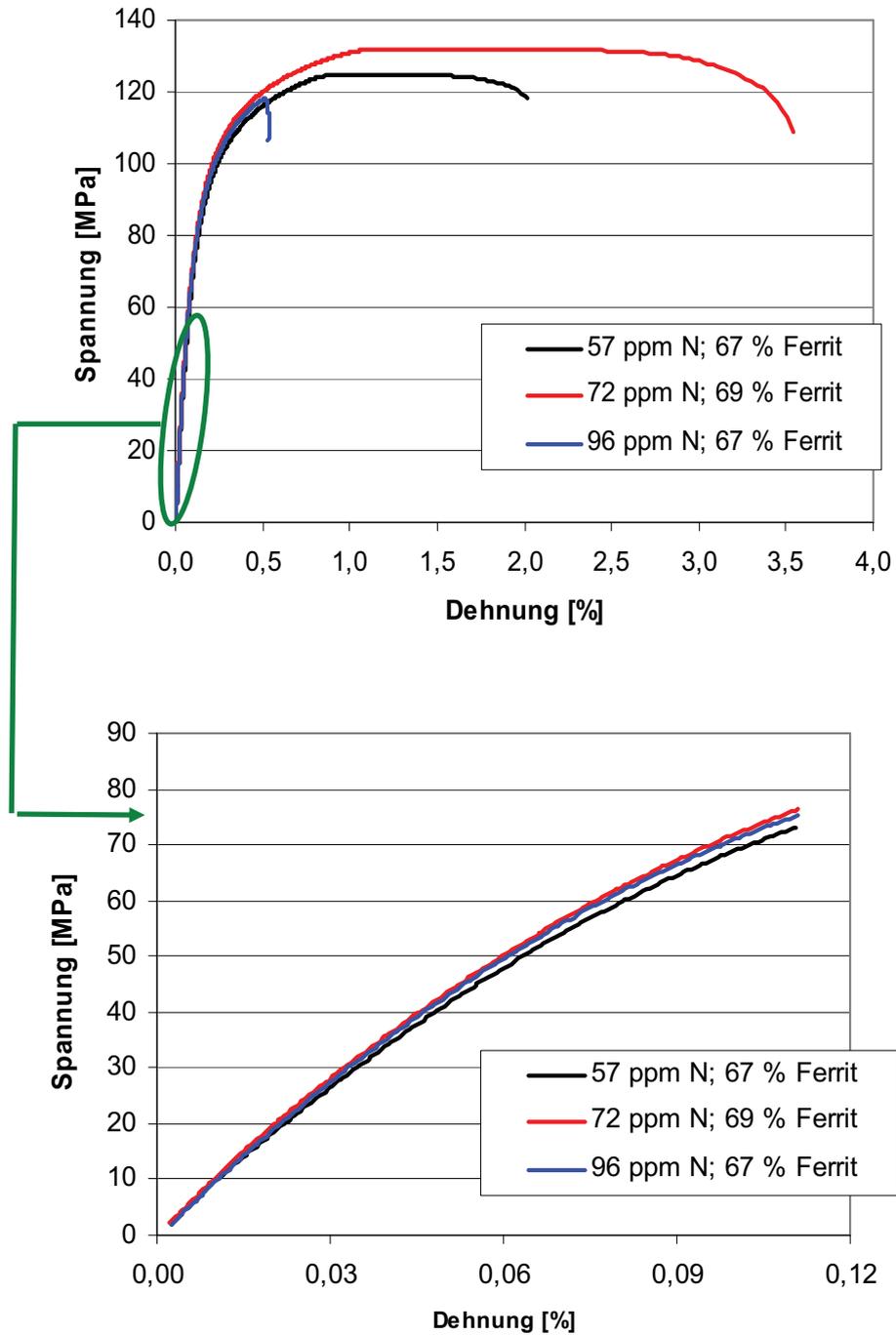


Bild 114: Auswirkung des Stickstoffgehaltes bei 0,03 % Titan bei einer Plattendicke von 40 mm, Schmelze 18

Es wurde eine weitere Schmelze mit einem niedrigeren Titangehalt angefertigt (Schmelze Nr. 19). Die analysierten Stickstoffgehalte betragen 76, 107, 104 und 110 ppm Stickstoff bei 0,008 % Titan.

Bei den ersten drei Abstichen beträgt der Kupfergehalt 0,3 %. Zur Kontrolle, ob Stickstoff nur durch die Perlitbildung oder zusätzlich auch durch eine Perlitverfeinerung und/oder Mischkristallverfestigung wirkt, wurde beim vierten Abstich der Kupfergehalt auf 0,8 % erhöht. Die Spannungs/Dehnungskurven (Platten mit einer Wandstärke von 40 und 20 mm) der Schmelze 19 sind aus den Bildern 115 und 116 ersichtlich.

Die Ergebnisse zeigen, dass die Spannungs-Dehnungskurven für 76 bis 107 ppm Stickstoff praktisch innerhalb der Versuchsstreuung deckungsgleich verlaufen. Das Matrixgefüge der Platten mit einer Wandstärke von 20 mm ist voll perlitisch und enthält bei den 40 mm Platten Ferrit nur in Spuren. Hingegen eine Erhöhung des Kupfergehaltes auf 0,8 % bringt sehr wohl noch eine Verfestigung, welche sich im Bereich der Zugfestigkeit relativ stärker als im Bereich der Dehngrenzen ($R_{t0,07}$) auswirkt. Die Bildung von kompakten Lamellen mit gerundeten Spitzen konnte nicht beobachtet werden (siehe Bilder 159 bis 174 im Bildanhang).

Die in der Literatur angegebene Perlitverfeinerung und die Bildung von kompakten Lamellen mit gerundeten Spitzen in dickwandigen Gussstücken [9] [10] konnte nicht verifiziert werden.

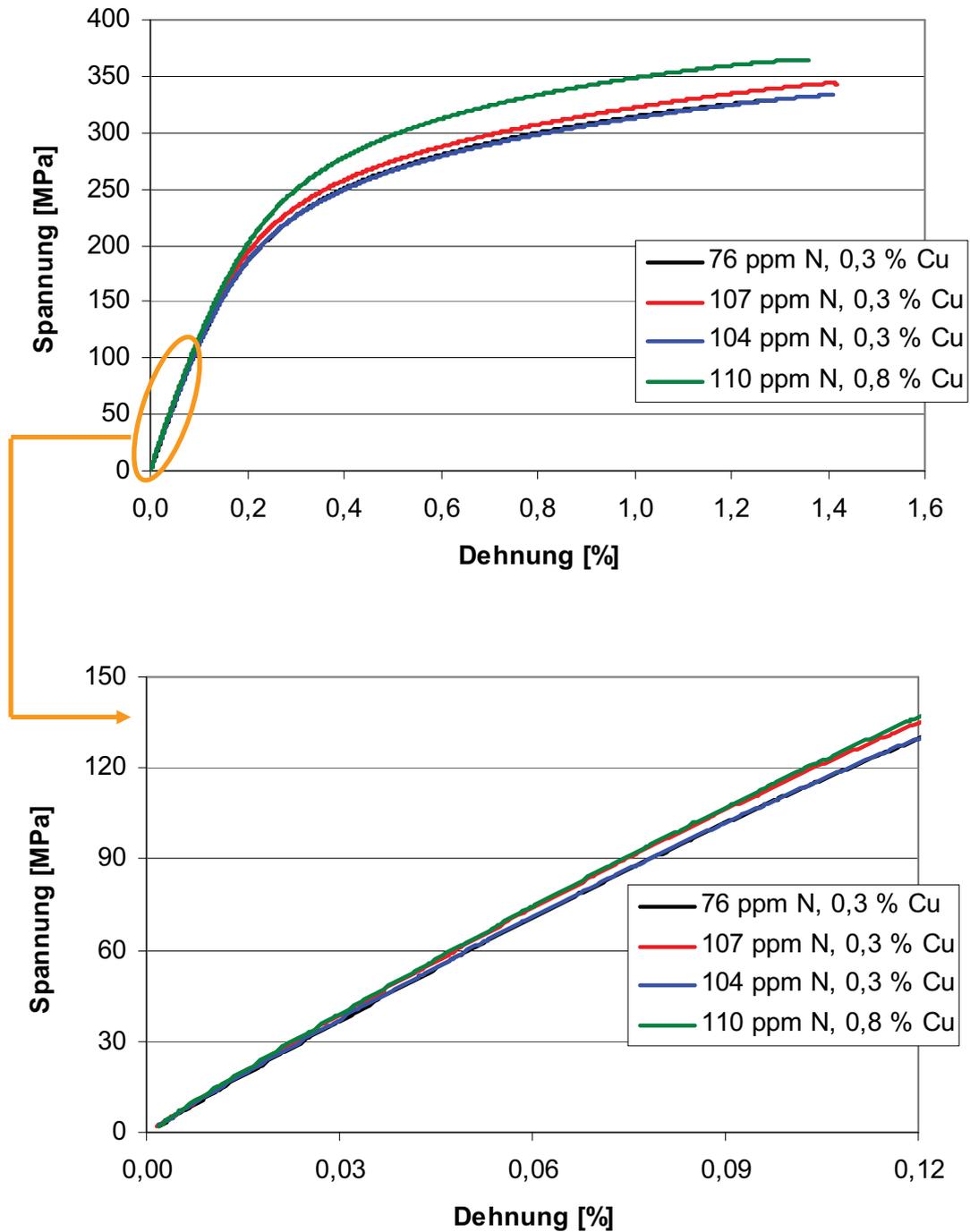


Bild 115: Die Auswirkungen des Stickstoffgehaltes bei 0,008 % Titan bei einer Plattendicke von 20 mm, Matrixgefüge voll perlitisch, Schmelze 19

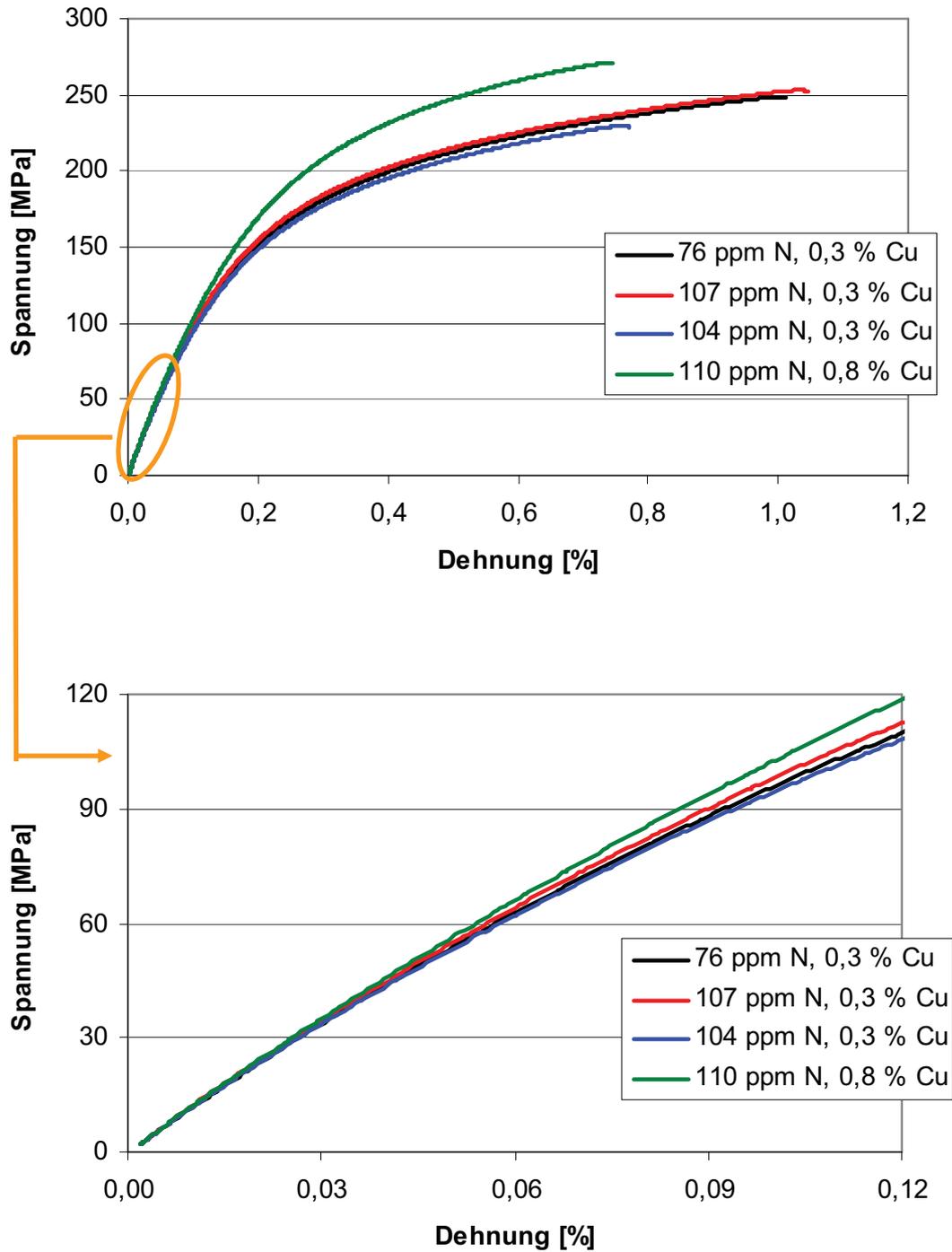


Bild 116: Die Auswirkungen des Stickstoffgehaltes bei 0,008 % Titan bei einer Plattendicke von 40 mm, Matrixgefüge: Ferrit in Spuren (max. 1 %), Schmelze 19

Weiters wurde zur Überprüfung ob die für dickwandige Gussstücke berichtete Entstehung „kompakter“ Lamellen [10] auch in mittleren Wanddicken stattfindet die Schmelze 20 mit 0,006 % Titan und 206 ppm Stickstoff angefertigt.

Die Ergebnisse zeigen, dass der hohe Gehalt an Stickstoff (206 ppm) nicht mehr in Lösung gehalten wurde. Der im Austenit unlösliche Überschuss an Stickstoff wurde während der Erstarrung gasförmig ausgeschieden. Dadurch wurde der Speiser der 20 mm Platte leicht bzw. der 40 mm Platte stark ausgetrieben (Bild 117).

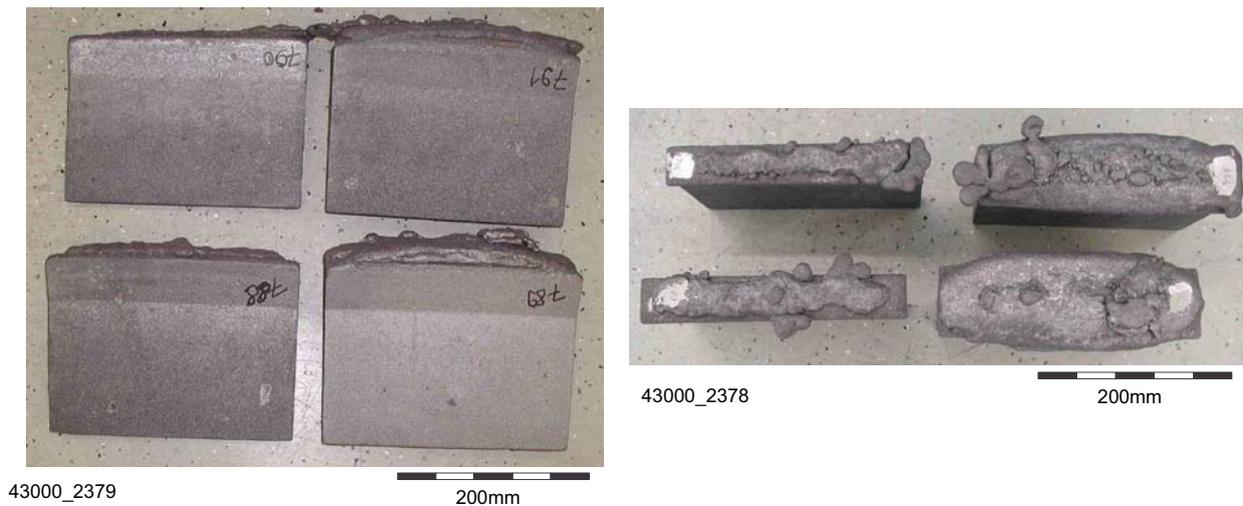


Bild 117: 206 ppm Stickstoff und 0,006 % Titan, Plattendicke: 40 und 20 mm, teilweise massives Austreiben der Speiser, Schmelze 20

Die 40 mm Platten waren extrem porös. In der 20 mm Platte war die Porosität am Rand leicht und in der Mitte stark (Bild 118).

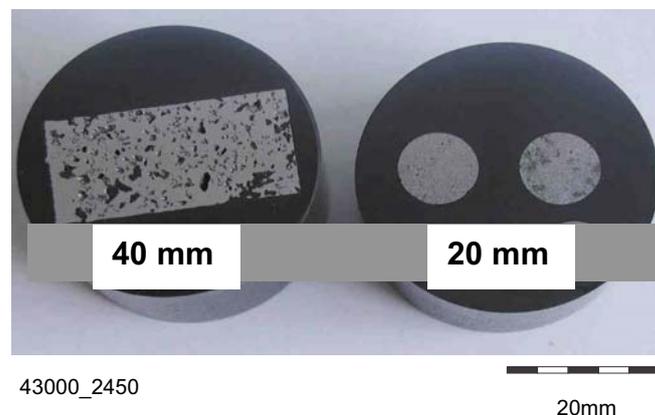
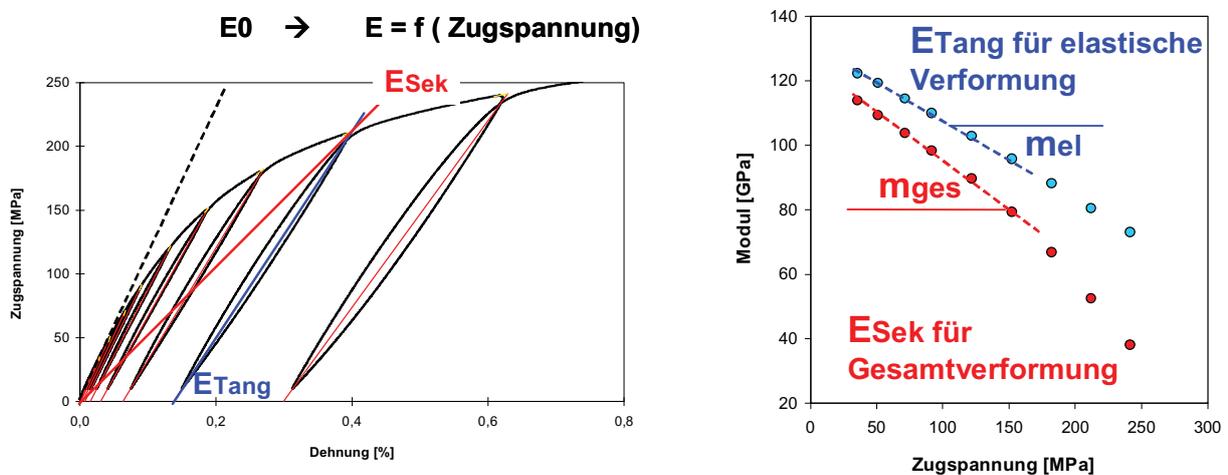


Bild 118: 206 ppm Stickstoff und 0,006 % Titan, Plattendicke: 40 und 20 mm, Schliff, Schmelze 20

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass Stickstoff die Kohlenstoffdiffusion und damit das Ferrit/Perlitverhältnis signifikant beeinflusst. Bei Überschreitung eines vom Titangehalt und den Abkühlbedingungen abhängigen Grenzwertes wirkt der Stickstoff perlitbildend. Eine weitere Steigerung des Stickstoffgehaltes, innerhalb des ohne Gefahr für Gasblasenbildung möglichen Rahmens, bewirkt keine weitere verfestigende Wirkung.

5.2.8 Elastizitätsmodul

Der für die Gesamtverformung kennzeichnende Modul wird mit E_{Sek} (Sekantenmodul) und der Modul für die wiedergewinnbare (elastische) Verformung mit E_{Tang} (Tangentenmodul) bezeichnet. Deren Abfall ist, wie die Ergebnisse zeigen, bis mindestens 50 % der Zugfestigkeit hinreichend genau linear darstellbar und kann durch die zugspannungsbedingten Abfallraten m_{ges} (Abfallrate für den Sekantenmodul) und m_{el} (Abfallrate für den Tangentenmodul) dargestellt werden (Bild 119).



$E_0 =$	Ursprungsmodul
$E_{\text{Sek}} =$	Modul für die Gesamtverformung
$E_{\text{Tang}} =$	Modul für die wiedergewinnbare Verformung
$m_{\text{ges}} =$	zugspannungsbedingte Abfallrate von E_{Sek}
$m_{\text{el}} =$	zugspannungsbedingte Abfallrate von E_{Tang}

Bild 119: Der Stufenzugversuch mit den Bezeichnungen

Die erste Hysterese lag bei den Stufenzugversuchen generell bei 30 MPa Zugspannung. Der exakte Verlauf für E_{Sek} und E_{Tang} bei geringen Belastungen ist nach wie vor ein ungeklärtes Problem.

Anfänglich wurde der Ursprungsmodul (E_0) graphisch ermittelt, welcher jedoch, da die Spannungs/Dehnungskurve keine Parabel ist und messtechnisch bei geringen Belastungen im Vergleich zu höheren nicht mehr so stabil ist, von den gegen Null extrapolierten Esek- und Etang- Werten mehr oder weniger abweicht. Im Zuge der Arbeit wurde von der weiteren Ermittlung des Ursprungsmoduls abgesehen. Es erscheint werkstofftechnisch sinnvoller, den Tangentenmodul und Sekantenmodul aus den Abfallraten (m_{el} , m_{ges}) bei einer Belastung zu errechnen, welche der Beanspruchung im Betrieb nahe kommen könnte, d. h. welche die „Arbeitslinie“ des Werkstoffs im Betrieb darstellt. Die Entscheidung fiel auf eine Belastung von 40 MPa, d. h. die Sekanten- und Tangentenmodule mit den dazugehörigen Abfallraten (m_{ges} und m_{el}) wurden für eine Belastung von 40 MPa berechnet.

Im Folgenden werden die Zusammenhänge zwischen dem Elastizitätsmodul und den Werkstoffzuständen anhand von „ETang40“ (= Tangentenmodul bei einer Zugspannung von 40 MPa) dargestellt.

Die Bilder 120 und 121 zeigen den globalen Trend: Der E-Modul nimmt mit steigender Zugfestigkeit zu, die zugspannungsbedingten Abfallraten hingegen ab. Bei der Unterteilung nach Plattendicken liegen die 40 und 20 mm dicken Platten etwa im Trend. Die 10 mm dicken Platten zeigen jedoch eine Verschiebung zu niedrigeren E-Modulwerten bei gleicher Zugfestigkeit. Eine Mögliche Erklärung für diese Tatsache ist, dass in diesem Korngrößenbereich die Zugfestigkeit durch Kornfeinung noch stark, der E-Modul jedoch nur mehr schwach bis gar nicht gesteigert wird.

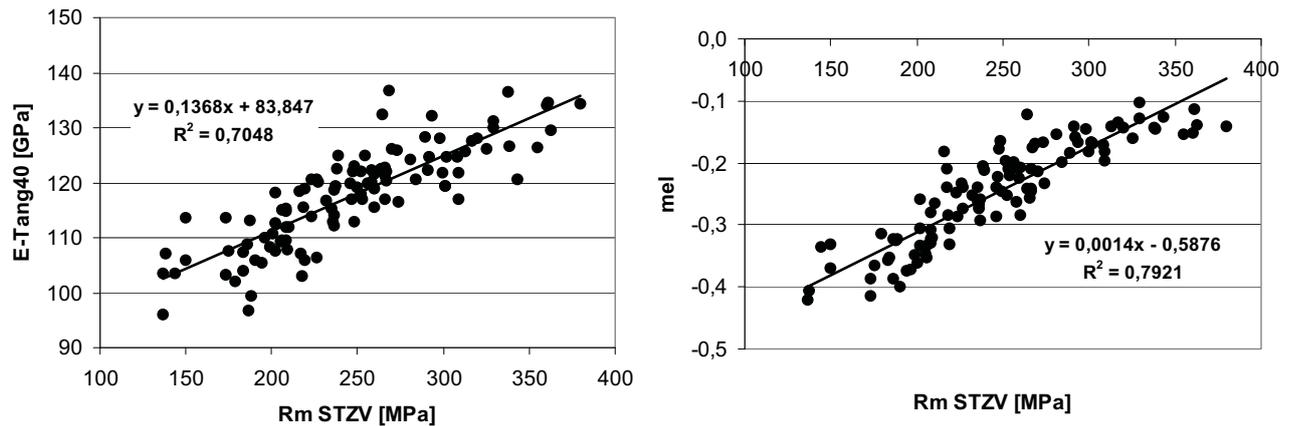


Bild 120: E-Modul und lineare Abfallraten in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit, Plattendicke: 40, 20 und 10 mm, Matrixgefüge: perlitisch und bis zu 40 % Ferrit

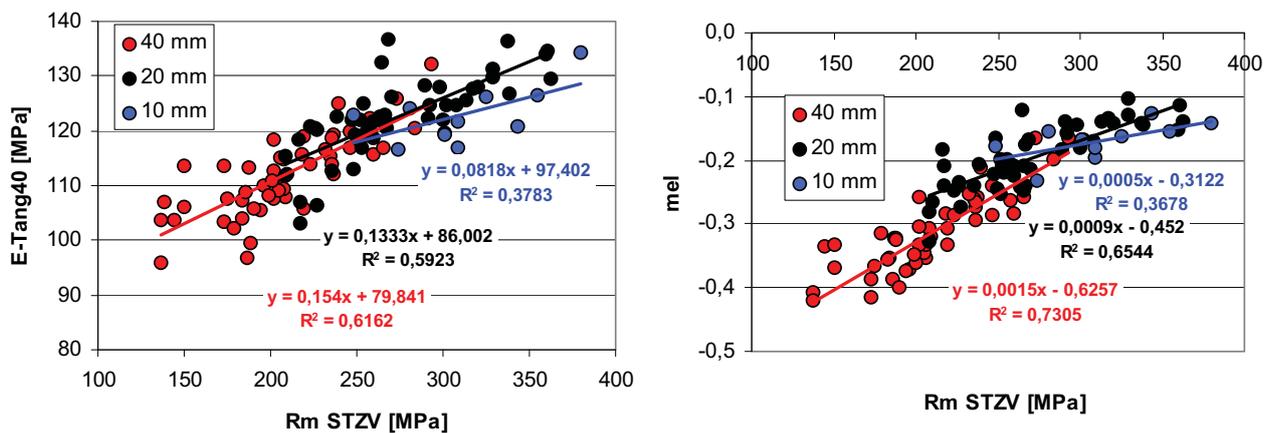


Bild 121: E-Modul und lineare Abfallraten in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit, Plattendicke: 40, 20 und 10 mm, Matrixgefüge: perlitisch und bis zu 40 % Ferrit

Um die Auswirkungen von Ferrit auf den E-Modul und mel in Abhängigkeit der Zugfestigkeit zu erforschen wurden die perlitischen (< 3 % Ferrit) und die ferritischen (5 bis 40 % Ferrit) separat ausgewertet.

Da Ferrit die Zugfestigkeit im Vergleich zum E-Modul stärker absenkt, zeigen ferrithaltige Proben bei der Darstellung des E-Moduls in Abhängigkeit zu der Zugfestigkeit einen überdurchschnittlich hohen E-Modul (Bilder 122 und 123).

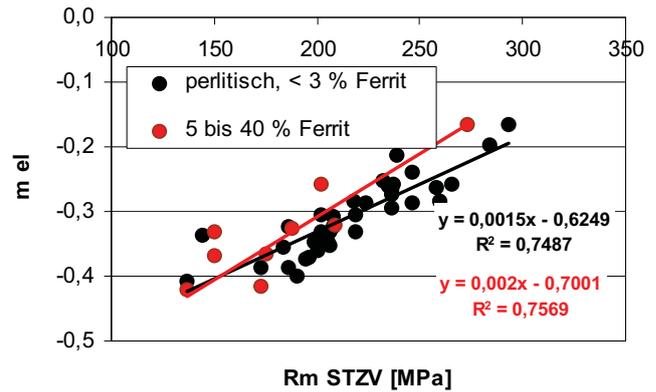
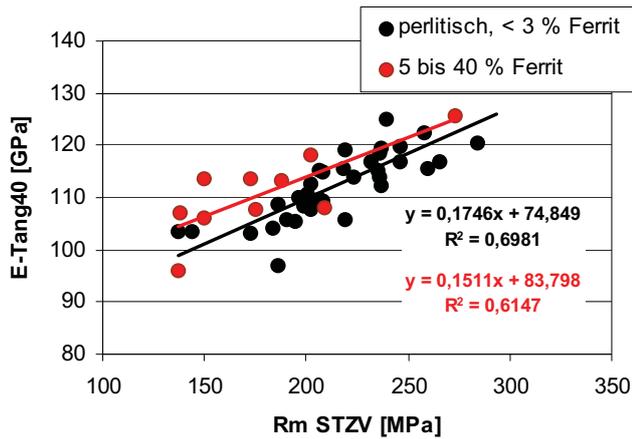


Bild 122: E-Modul und lineare Abfallraten in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit, Plattendicke: 40 mm

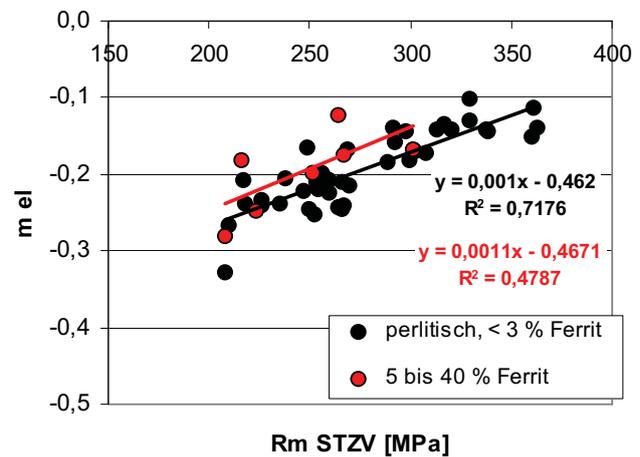
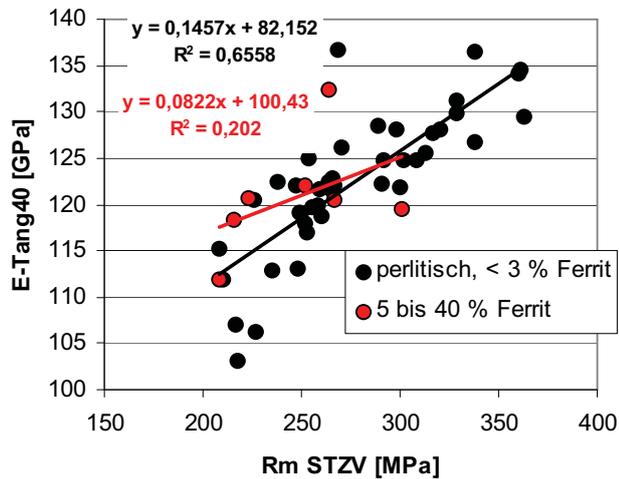


Bild 123: E-Modul und lineare Abfallraten in Abhängigkeit von der Zugfestigkeit, Plattendicke: 20 mm

5.3 Dynamische Eigenschaften

An fast allen Plattensätzen (bis auf die Plattensätze mit den Nummern 16 und 17) wurde die Zug/Druck-Wechselfestigkeit anhand von 7 Pulsatorproben (siehe Bild 55 in Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung) ermittelt. Weiters wurde die Zug/Druck-Wechselfestigkeit, die Zugschwellfestigkeit und die Umlaufbiegewechselfestigkeit bei einer erhöhten Probenzahl ermittelt (Schmelzen 16 und 17), (siehe Bild 57 in Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung) und anschließend statistisch ausgewertet.

5.3.1 Einfluss der eutektischen Kornzahl auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve

Im Folgenden ist die Auswirkung der eutektischen Kornzahl auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve beispielhaft anhand der Schmelze 34.876 für die Platten mit einer Wandstärke von 40 und 20 mm dargestellt (Bild 124).

Die Ergebnisse zeigen, dass die Impfung, wie schon diskutiert, eine Verschiebung der Spannungs/Dehnungskurve über den gesamten Bereich (bis hin zu kleinsten Dehnungen) bewirkt. Weiters ist aus den Resultaten ersichtlich, dass eine Erhöhung der eutektischen Kornzahlen (40 mm ungeimpft, 40 mm geimpft, 20 mm ungeimpft, 20 mm geimpft) die Zug/Druck-Wechselfestigkeit zu höheren Totaldehnungen hin verschiebt. D. h. eine Erhöhung der eutektischen Kornzahl durch schärfere Abkühlbedingungen oder eine wirkungsvollere Impfung führt zu einer Überlagerung zweier positiver Effekte bezüglich der Zug/Druck-Wechselfestigkeit: Erstens kommt es zu einer Verschiebung der Spannungs/Dehnungskurve zu höheren Werten hin und zweitens zu einer Verschiebung der Zug/Druck-Wechselfestigkeit zu höheren Totaldehnung.

Bei dem vorliegenden Beispiel bewirkte die Impfung bei den 40 mm Platten eine Steigerung der Zug/Druck-Wechselfestigkeit um ca. 30 % und bei den 20 mm Platten um ca. 15 %.

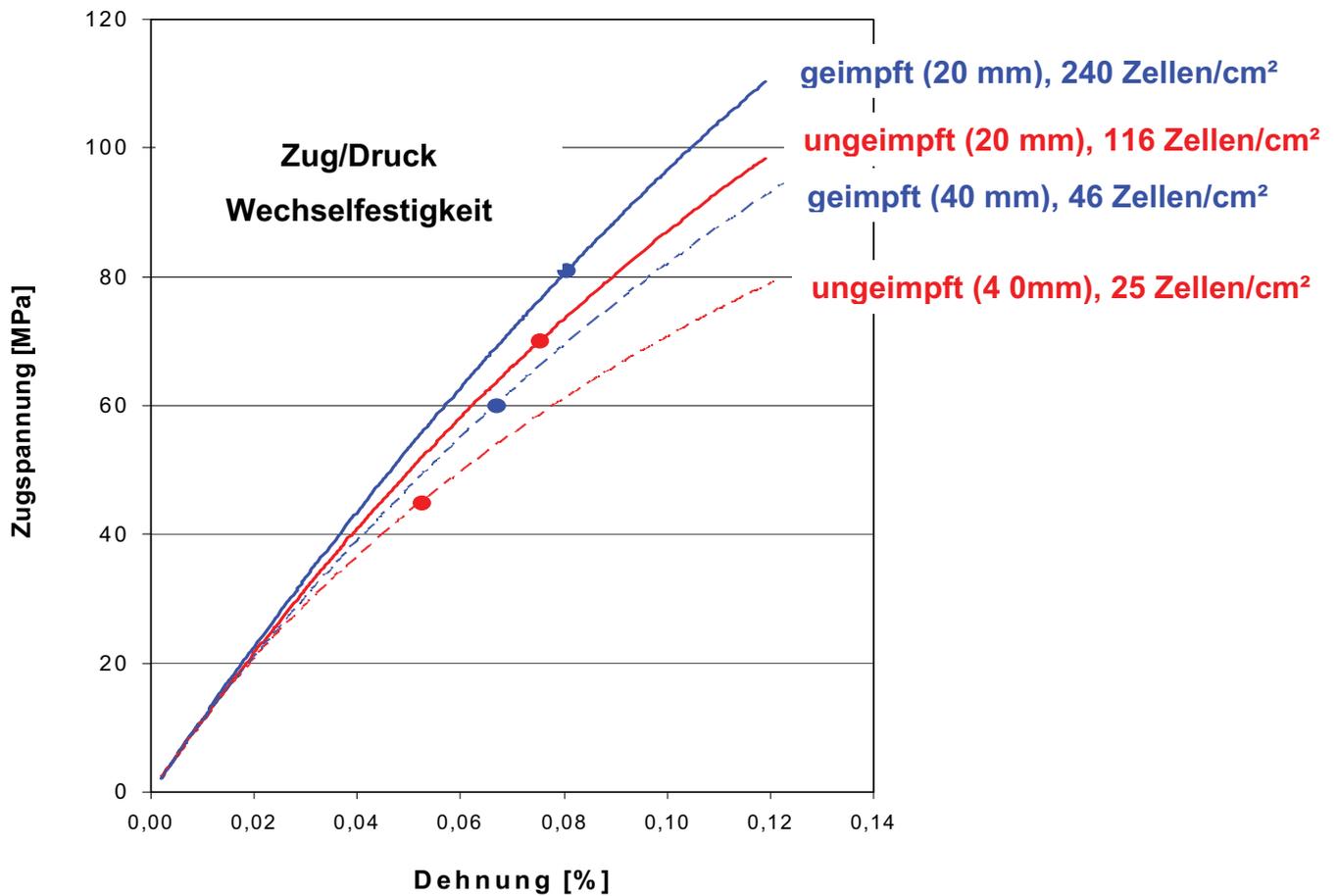


Bild 124: Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit auf der Spannungs/Dehnungs-Kurve, die Auswirkungen von den unterschiedlichen eutektischen Kornzahlen, Schmelze 11

5.3.2 Einfluss von Ferrit auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve

Im Folgenden sind die Auswirkungen unterschiedlicher durch Wärmebehandeln produzierter Ferritgehalte (0 bis 35 %) auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve beispielhaft anhand der Platten mit einer Wandstärke von 20 mm der Schmelze 34.836 dargestellt (Bild 125).

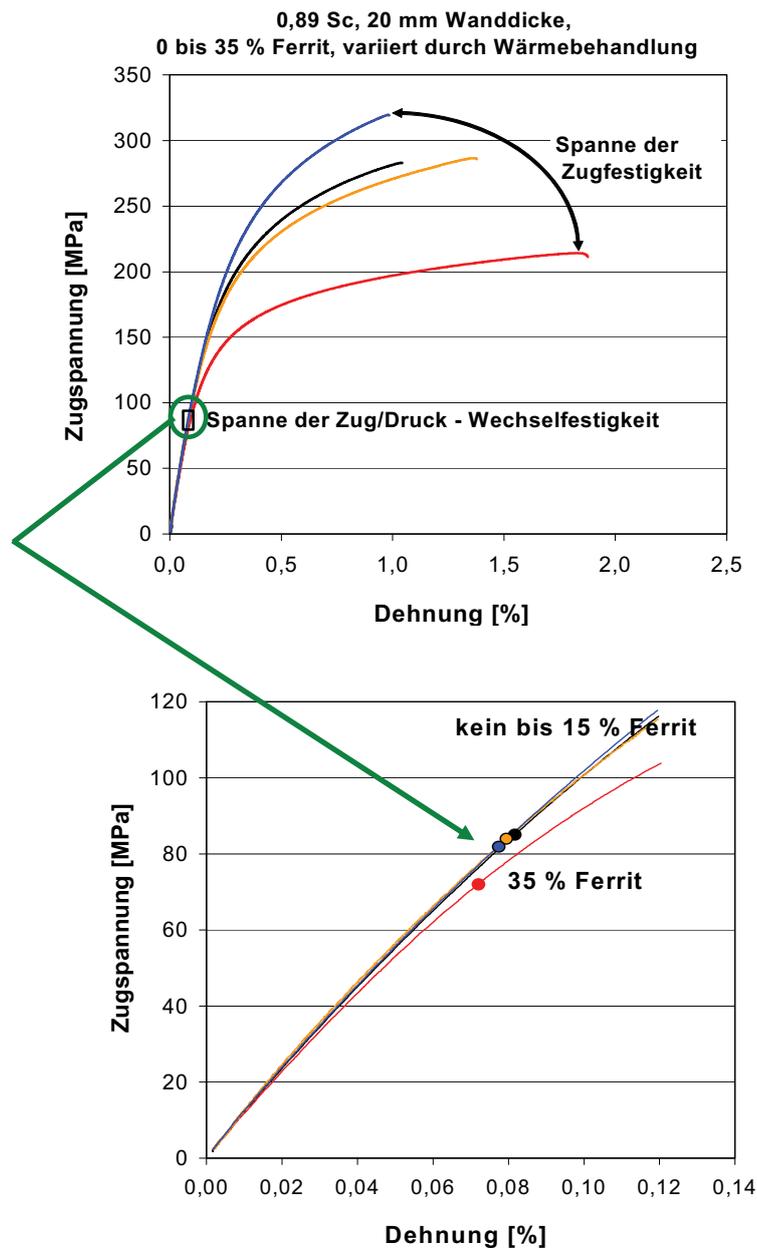


Bild 125: Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit auf der Spannungs/Dehnungs-Kurve, unterschiedliche Ferritgehalte durch Wärmebehandlung produziert, rote, gelbe und schwarze Kurve: 0 bis 15 % Ferrit, rote Kurve: 35 % Ferrit

Das überraschende Ergebnis zeigt, dass es bis zu einem Ferritanteil von 15 % in der Matrix zu keinen signifikanten Abfall der ZDW-Festigkeit kommt. Erst bei 35 % Ferrit kommt es im Vergleich zur Zugfestigkeit zu einem geringfügigen Abfall der ZDW-Festigkeit.

Des weiteren wurde die Auswirkung einer Ferritbeseitigung durch Legieren mit Cu und Cr auf die Spannungs/Dehnungskurve untersucht (Bild 126).

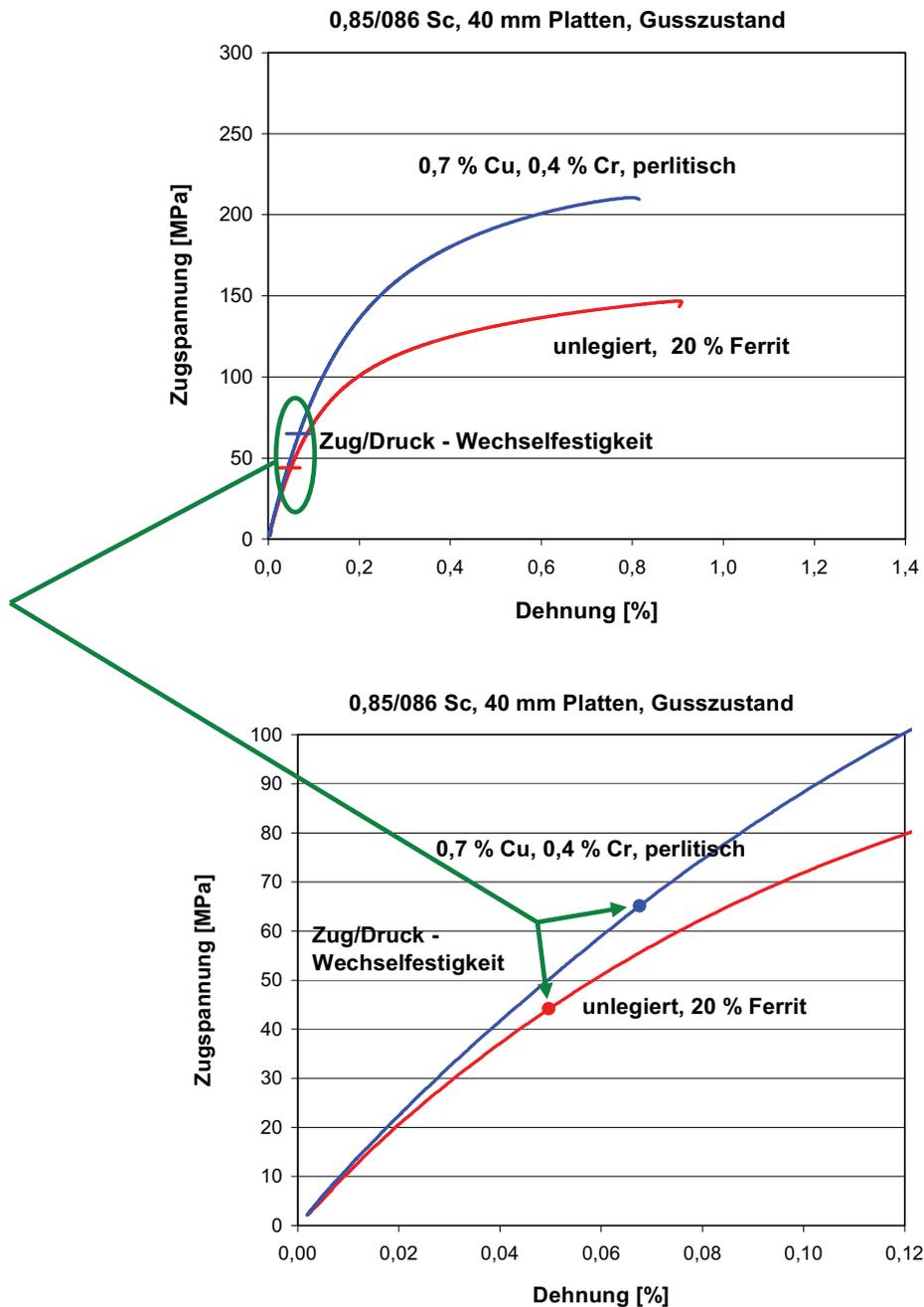


Bild 126: Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit auf der Spannungs/Dehnungskurve, Ferrit durch Legieren mit Kupfer und Chrom reduziert, Schmelze 4

Die Ergebnisse zeigen, dass eine Ferritbeseitigung durch Legieren eine deutliche Steigerung der Zug/Druck-Wechselfestigkeit bewirkt (Bild 126). Bei einer Ferritbeseitigung durch Legieren kommt es zu einer Überlagerung von zwei Effekten. Einerseits zu einer Verringerung des Ferritanteiles durch eine Reduktion der Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs in der Matrix und andererseits zu einer Mischkristallhärtung durch die Perlitbildner.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass eine Ferritbeseitigung/Ferritproduktion durch eine Wärmebehandlung hauptsächlich die Zugfestigkeit beeinflusst, jedoch sich verhältnismäßig gering auf die Zug/Druck-Wechselfestigkeit auswirkt (Bild 125). Hingegen ein Legieren mit Perlitstabilisatoren (Cu, Cr) bringt eine Verschiebung der Spannungs/Dehnungskurve über den gesamten Bereich der Kurve verbunden mit einer signifikanten Erhöhung der Zug/Druck-Wechselfestigkeit (Bild 126).

5.3.3 Einfluss einer hohen eutektischen Kornzahl bei einem stark untereutektischem Sättigungsgrad auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve

Für die Untersuchung der Rolle einer sehr hohen eutektischen Kornzahl (feiner Graphit) in Kombination mit einem sehr niedrigen Sättigungsgrad ($Sc: 0,83$) wurde ein industriell gefertigter Kokillengussbarren mit 20 mm Durchmesser verwendet.

Die Probenlagen sind aus dem Bild 59 in Kapitel 4.1 (Probenherstellung und Charakterisierung) zu entnehmen.

Das Bild 127 zeigt die Auswirkungen einer sehr hohen eutektischen Kornzahl (im Bereich der Pulsatorproben ungefähr 1200 Körner/cm^2) in Kombination mit einem geringen Sättigungsgrad auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungskurve.

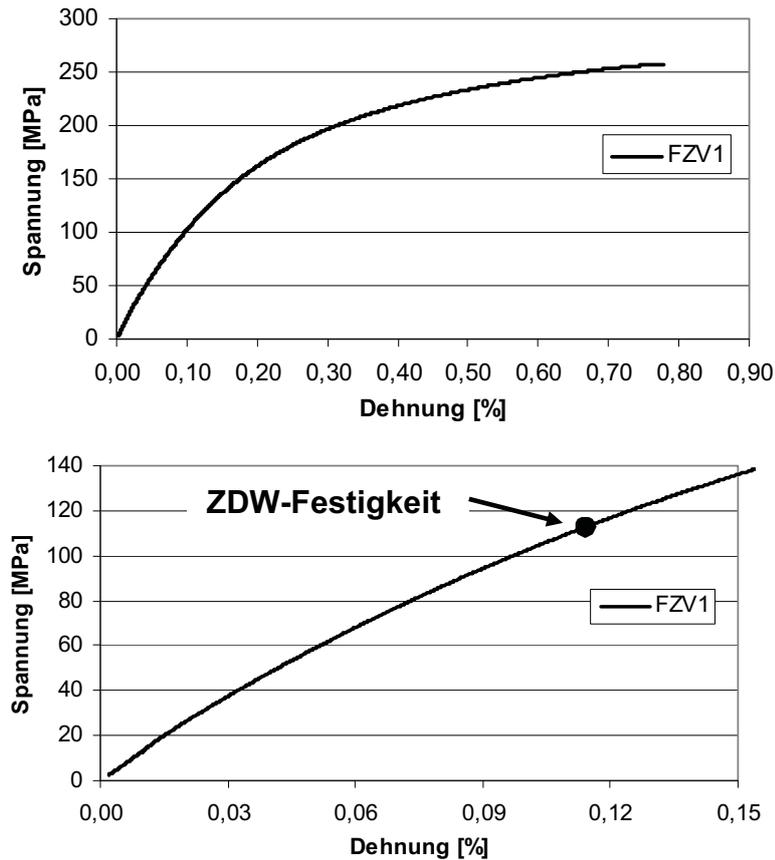


Bild 127: Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit auf der Spannungs/Dehnungs-Kurve

Das Ergebnis zeigt eine auffallend hohe Zug/Druck-Wechselfestigkeit von 116 MPa. Das Dauerfestigkeitsverhältnis (Dauerfestigkeit/R_m zyl) beträgt 0,466

5.3.4 Mit erhöhten Probenzahlen ermittelte Zug/Druck-Wechsel-, Zug/Schwell- und Umlaufbiegewechselfestigkeiten inkl. statistische Auswertungen

Die Aufgabenstellung war die Ermittlung der Relationen der oben genannten Belastungsfälle an einheitlichem Probenmaterial im typischen Sortenbereich GJL-250 bis GJL – 300 (Schmelzen 16 und 17), mit bisher erhöhter Probenzahl bei der Schwingprüfung. Die Organisation der Prüfungen (Zug/Druck-Wechsel-, Zug/Schwell- und Umlaufbiegewechselfestigkeit) erfolgte nach dem Treppenstufenverfahren [7] und anschließend wurden die Ergebnisse statistisch ausgewertet.

Von Interesse war die bisher nicht näher definierte Größe des Übergangsbereiches bei den verschiedenen Belastungsarten. In den Bildern 128 bis 133 sind die Breiten der Übergangsbereiche bei Zug/Druck-, Zug/Schwell- und Umlaufbiegewechselbeanspruchung graphisch dargestellt. Die Mehrfachbelegung eines Messpunktes ist aus den Diagrammen zu entnehmen.

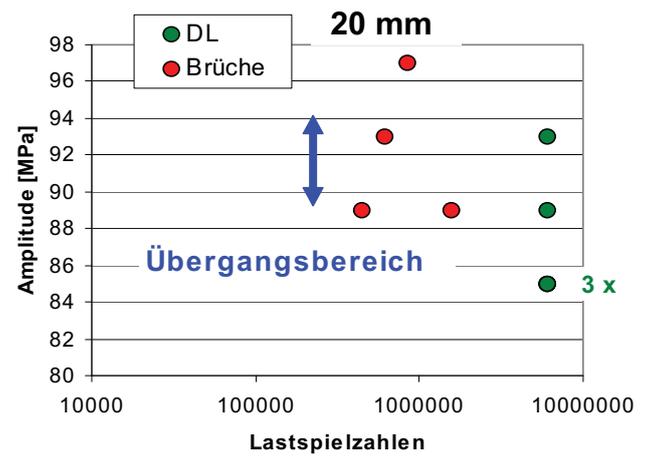
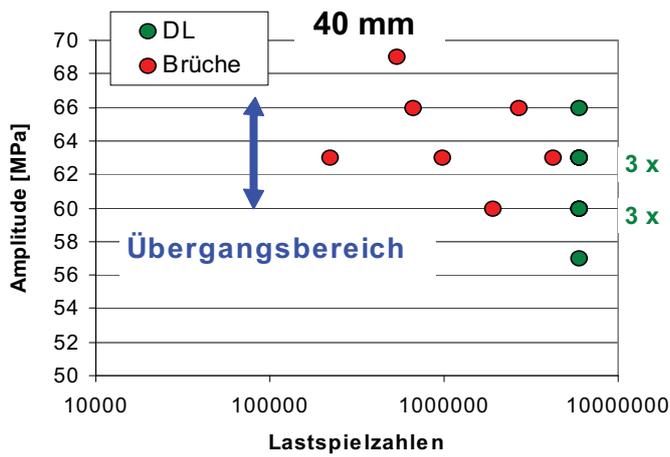


Bild 128: Breite des Übergangsbereiches, Schmelze 16, GJL-300, Zug/Druck-Wechselprüfung (R=-1)

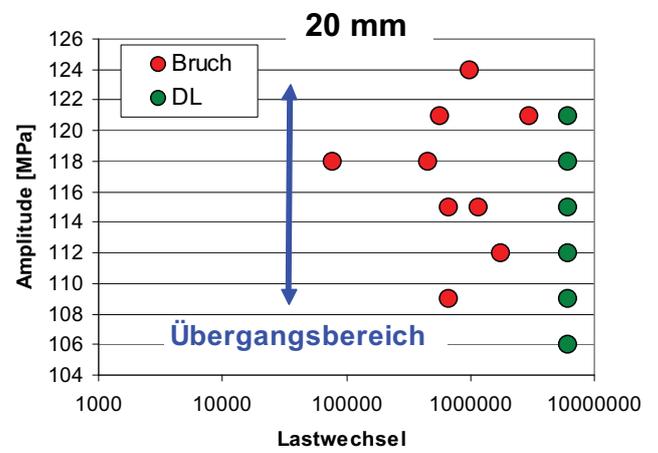
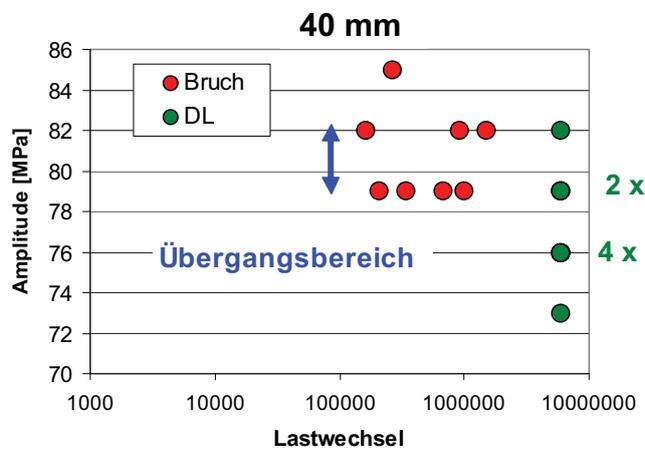


Bild 129: Breite des Übergangsbereiches, Schmelze 17, GJL-250, Zug/Druck-Wechselprüfung (R=-1)

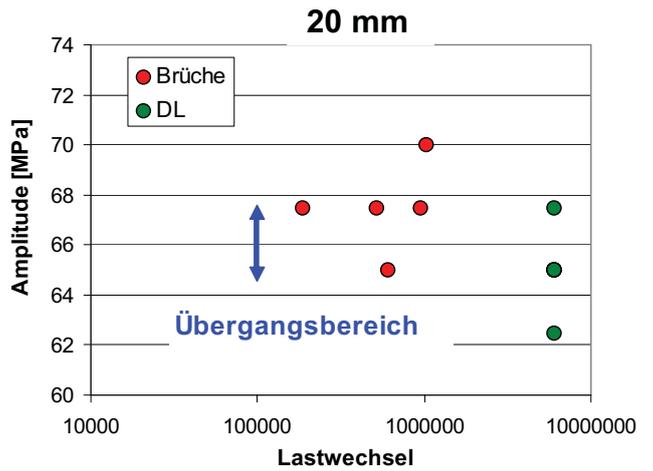
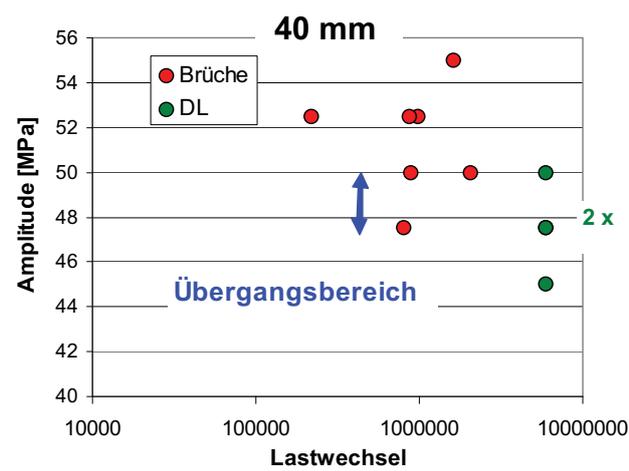


Bild 130: Breite des Übergangsbereiches, Schmelze 16, GJL-300, Zug-Schwellprüfung (R=0)

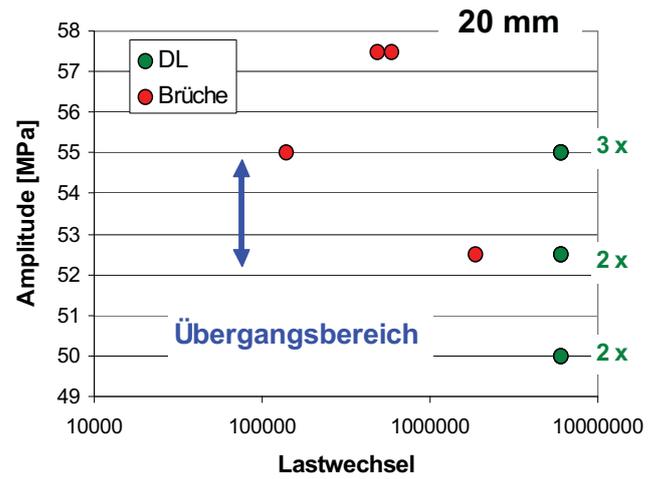
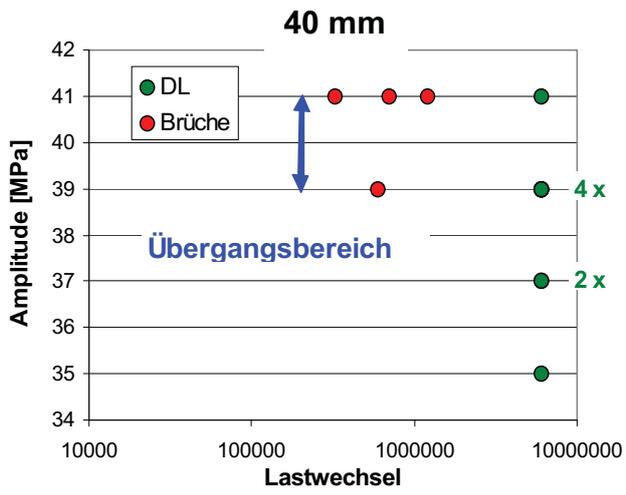


Bild 131: Breite des Übergangsbereiches, Schmelze 17, GJL-250, Zug-Schwellprüfung (R=0)

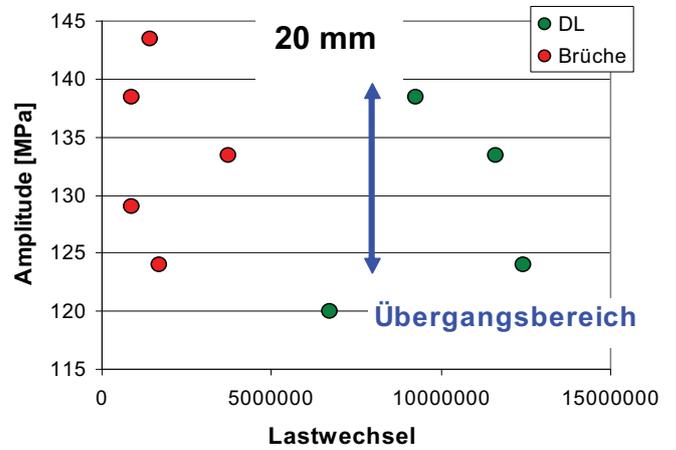
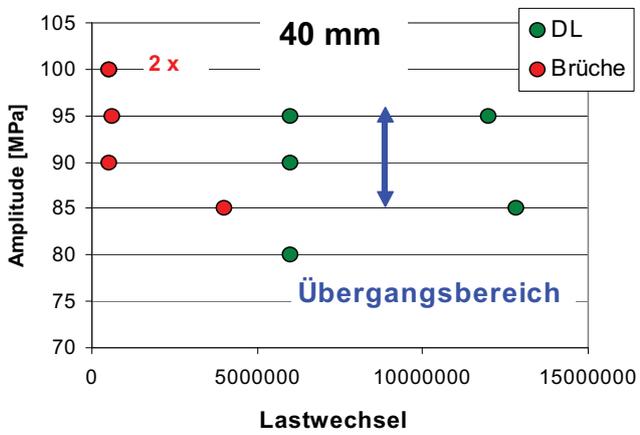


Bild 132: Breite des Übergangsbereiches, Schmelze 16, GJL-300, Umlaufbiegewechselprüfung (R=-1)

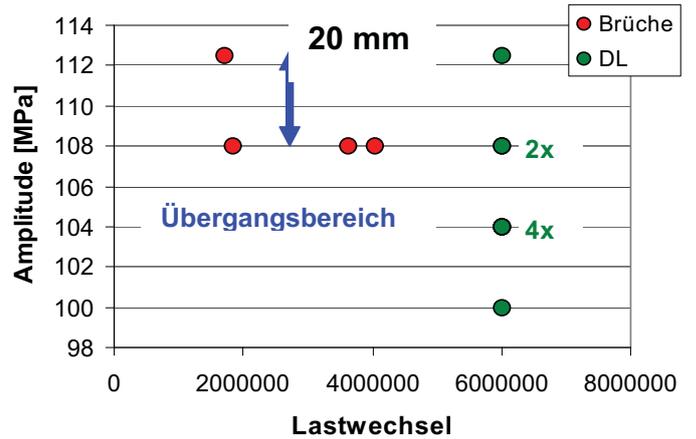
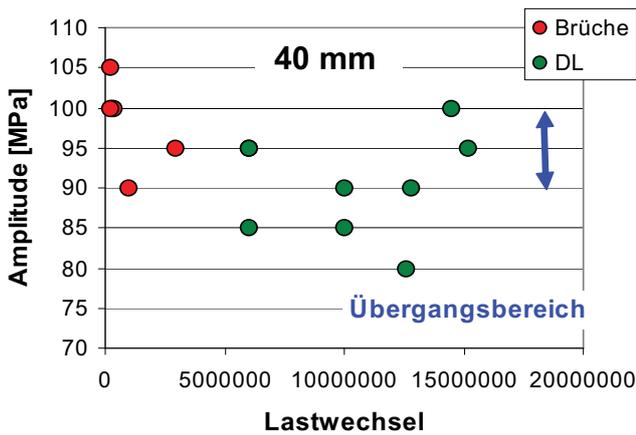


Bild 133: Breite des Übergangsbereiches, Schmelze 17, GJL-320, Umlaufbiegewechselprüfung (R=-1)

Die Ergebnisse zeigen, dass die Breite des jeweiligen Übergangsbereiches keine Konstante ist, sondern stark von der jeweiligen Belastungsart abhängt. Zur genaueren Analyse der Übergangsbereiche in Abhängigkeit der Belastungsart wurden die Breiten der jeweiligen Übergangsbereiche in Absolutwerten und prozentuell auf das Dauerfestigkeitsniveau bezogen in Tafel 17 und in Bild 134 dargestellt.

Tafel 17: Breite des Übergangsbereiches bei Grauguss bei Zug/Druck-Wechsel- (ZDW), Zug/Schwell- (ZS) bzw. Umlaufbiegwechselbeanspruchung (UBW)

Schmelze Nr.	Prüfung	[mm] Plattendicke	Rm prof. [MPa]	Rm zyl. [MPa]	höchste Niveau DL	Übergangsbereich [MPa]	% Übergangsb. Niveau DL
16	ZDW	40	304	225	76	3	3,9
17	ZDW	40	259	202	57	6	10,5
16	ZDW	20	320	311	106	12	11,3
17	ZDW	20	238	255	85	4	4,7
16	ZS	40	304	225	45	2,5	5,6
17	ZS	40	259	202	37	2	5,4
16	ZS	20	320	311	62,5	2,5	4,0
17	ZS	20	238	255	50	2,5	5,0
16	UBW	40	304	225	80	10	12,5
17	UBW	40	259	202	90	5	5,6
16	UBW	20	320	311	120	14,5	12,1
17	UBW	20	238	255	104	4,5	4,3

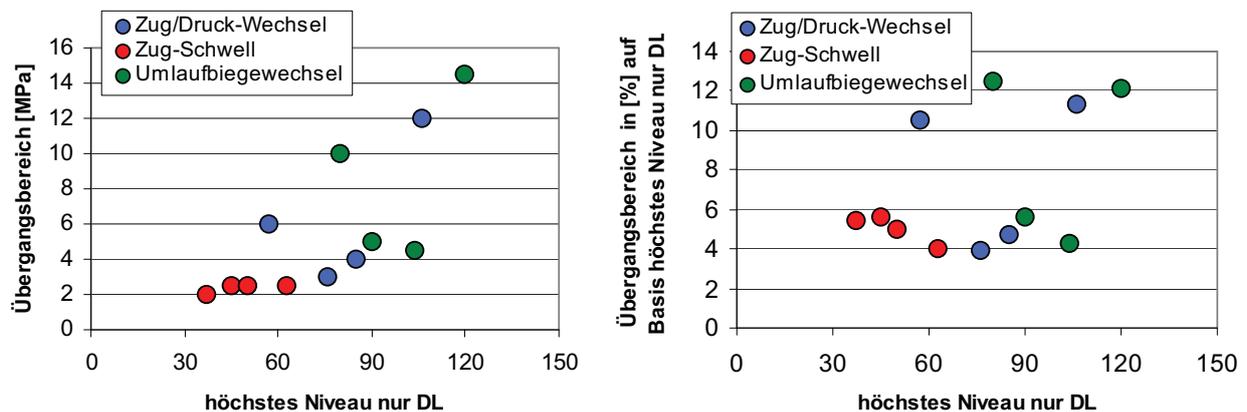


Bild 134: Der Übergangsbereich in Absolutwerten und prozentuell, bezogen auf das höchste Niveau mit nur Durchläufern, dargestellt

Die Größe des Übergangsbereiches zeigt tendenziell eine Abhängigkeit von der Belastungsart. Der engste Übergangsbereich, absolut gesehen, mit ungefähr 2 MPa liegt bei der Zug/Schwellbelastung vor. Bei der Zug/Druck-Wechsel- und Umlaufbiegewechselbelastung zeigen die Größen der jeweiligen Übergangsbereiche große Streuungen, deren nähere Aufklärung nicht möglich war.

Weiters wurden die Versuchsergebnisse nach der IABG-Auswertemethode [7] statistisch ausgewertet und die 50 %, 90 % und 99,9 % Überlebenswahrscheinlichkeit sowie die Standardabweichung s berechnet (Tafel 18).

Tafel 18: Zug/Druck-Wechsel- (ZDW), Zug-Schwell- (ZS) bzw. Umlaufbiegewechselfestigkeiten nach der IABG-Auswertemethode [7] berechnet und gemessen

Schmelze Nr.	Prüfung	[mm] Plattendicke	Ø 30 Rm prof. [MPa]	Platte Rm zyl. [MPa]	höchste Niveau DL	Auswertung nach Hück			Standardabw. s	höchstes Niveau DL/ Rm zyl.
						Überlebenswahrscheinlichkeiten 99,9 [%]	90 [%]	50 [%]		
16	ZDW	40	304	225	76	67,5	74,2	78,1	1,5	0,34
17	ZDW	40	259	202	57	46,5	55,9	61,5	3	0,28
16	ZDW	20	320	311	106	50	90	109,1	4,7	0,34
17	ZDW	20	238	255	85	56	76	88,7	3,2	0,33
16	ZS	40	304	225	45	39,4	45	48,5	1,25	0,20
17	ZS	40	259	202	37	31	35,9	38,9	1,1	0,18
16	ZS	20	320	311	62,5	57,1	62,4	65,4	1,03	0,20
17	ZS	20	238	255	50	36	46,6	53,2	1,75	0,20
16	UBW	40	304	225	80	46,6	72,8	88,8	5	0,36
17	UBW	40	259	202	85	59,8	77	93	5	0,42
16	UBW	20	320	311	120	*) ¹	*) ¹	122	23,8	0,39
17	UBW	20	238	255	104	91,6	100,6	106,1	2	0,41

*)¹ nicht berechenbar

Die berechneten Werte für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 50 % können als gesichert angesehen werden. Bei den berechneten Werten für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 90 und 99,9 % sind die Streuungen aufgrund der für eine statistische Auswertung geringen Probenanzahl (Zug/Druck-Wechselprüfung: 15 Proben, Zug/Schwellprüfung: 11 Proben, Umlaufbiegewechselprüfung: 10 Proben) als hoch anzusehen.

Die Ergebnisse der 20 mm Platte aus der Umlaufbiegewechselprüfung waren aufgrund der großen Streuungen der Ergebnisse nicht statistisch auswertbar.

5.4 Die Erstarrungsdauer der Plattenproben

Zur Herstellung einer Schnittstelle für eine zukünftige Verwendung der Werkstoffeigenschaften in Simulationsrechnung, wurden die errechneten mit den gemessenen Erstarrungsdauern verglichen.

Die Details zu den Berechnungen und Messungen der jeweiligen Erstarrungsdauer sind aus dem Kapitel 4.5 (Erstarrungsdauer der Platten) zu entnehmen.

Das Bild 135 zeigt die gemessenen Abkühlkurven der Platten mit einer Wandstärke von 40 und 20 mm, jeweils an der Feinzugposition 1 und 5 ermittelt (Schmelze 34.962: Proben wurden pfannengeimpft, offen abgegossen und anschließend mit Isolierpulver abgedeckt).

Die Ergebnisse zeigen, wie nicht anders zu erwarten war, eine deutlich raschere Abkühlung der Platte mit einer Wandstärke von 20 mm im Vergleich zu 40 mm. Ein Vergleich der Abkühlgeschwindigkeiten der Probenpositionen 5 (mittig) und 1 (randnahe) zeigt eine deutlich raschere Abkühlung der Probenposition 1 (Bild 135).

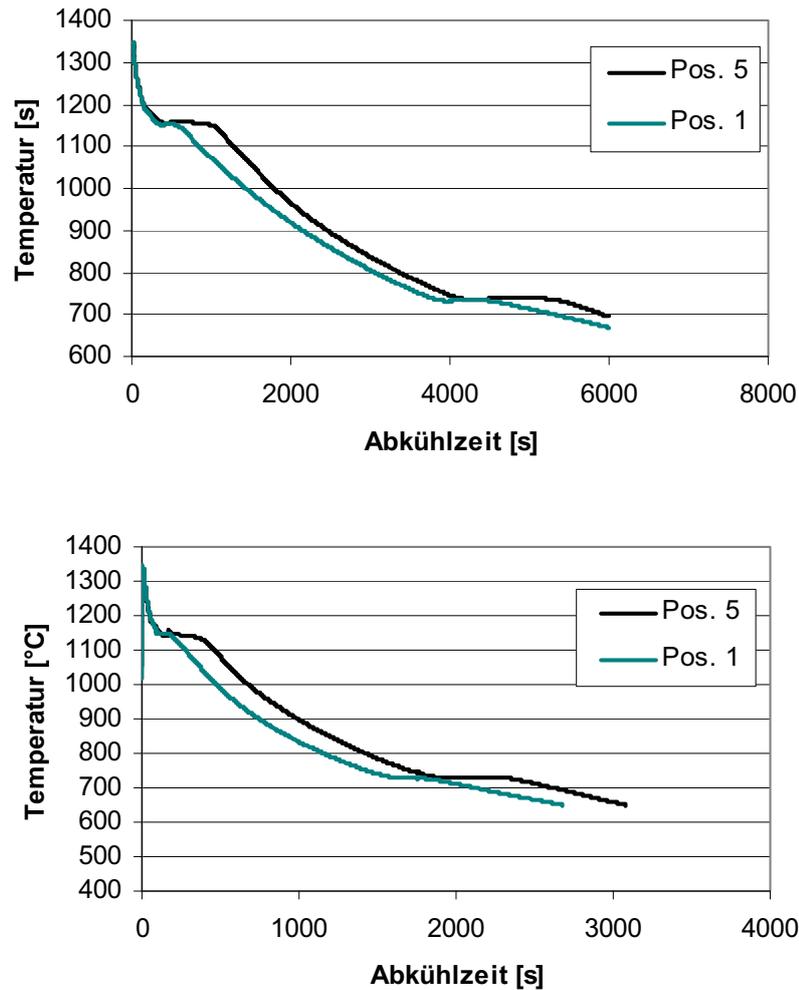


Bild 135: Abkühlkurven der Platten mit einer Wandstärke von 40 und 20 mm, Thermoelemente in der Feinzugposition 1 und 5

Weiters wurde die Erstarrungsdauer der Platten mit den Dicken von 10, 20 und 40 mm mittels des Programms MAGMA berechnet. Die Position der Thermoelemente ist aus dem Kapitel 4.5, Bild 55 (Erstarrungsdauer der Platten) zu entnehmen.

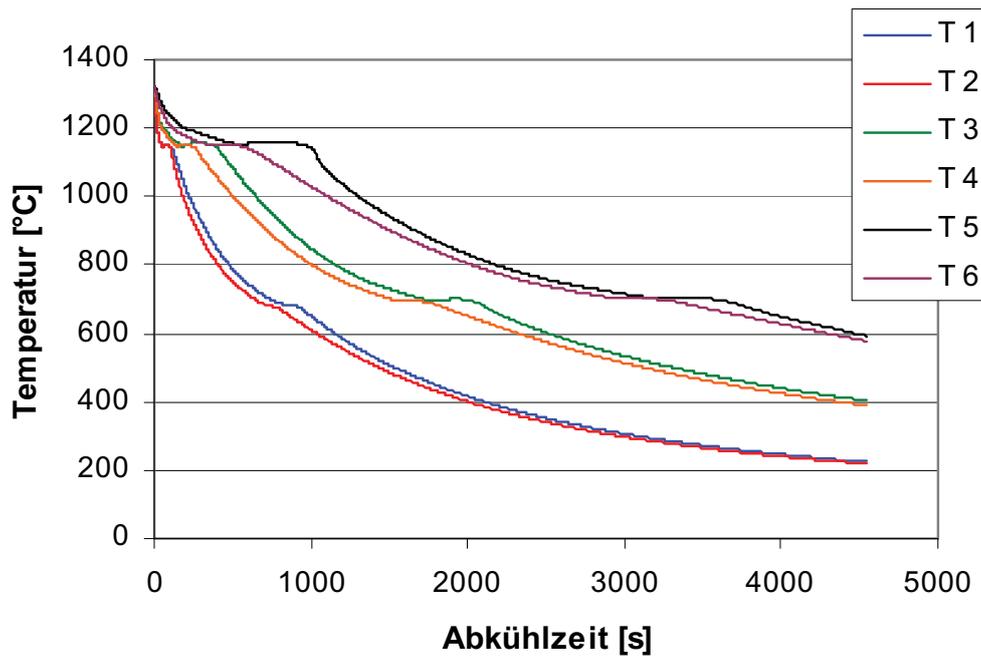


Bild 136: Numerisch errechnete Abkühlkurven der 40, 20 und 10 mm Platten, Thermoelementpositionen siehe Kapitel 4.5, Erstarrungsdauer der Platten

Das Ergebnis zeigt mit einer Zunahme der Plattendicken eine deutliche Abnahme der Abkühlgeschwindigkeiten (T1 und T2: 10 mm Platte, T3 und T4: 20 mm Platte, T5 und T6: 40 mm Platte). Ebenfalls spiegelt die Simulation die raschere Abkühlung der Randposition (T2, T4 und T6) im Vergleich zu der mittigen Position (T1, T3 und T5) wieder (Bild 136).

Es wurden die Ergebnisse der numerischen Simulation mit den gemessenen Abkühlgeschwindigkeiten verglichen. Zu diesem Zwecke wurden die gemessenen und errechneten Abkühlgeschwindigkeiten der 40 und 20 mm Platten jeweils in ein Diagramm eingezeichnet (Bilder 137 und 138).

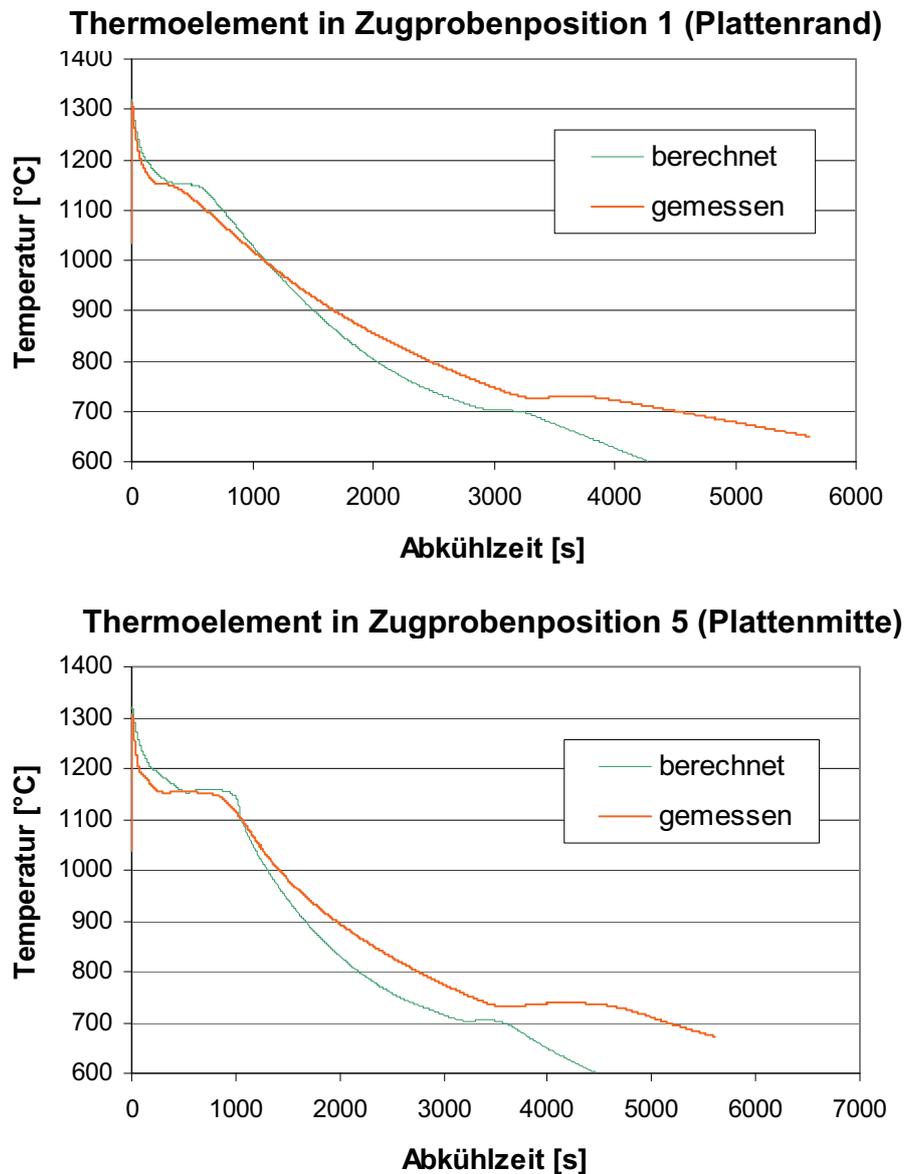


Bild 137: Vergleich gemessene mit berechneten Abkühlkurven, 40 mm Platte

Ein Vergleich der berechneten mit der gemessenen Abkühlgeschwindigkeit der 40 mm Platte, sowohl in der Rand- (Zugprobenposition 1) als auch in der Mittenposition (Zugprobenposition 5) zeigt, dass die berechnete Erstarrungszeit über der gemessenen liegt. Im festen Aggregatzustand ist die berechnete Abkühlgeschwindigkeit rascher im Vergleich zur gemessenen (Bild 137).

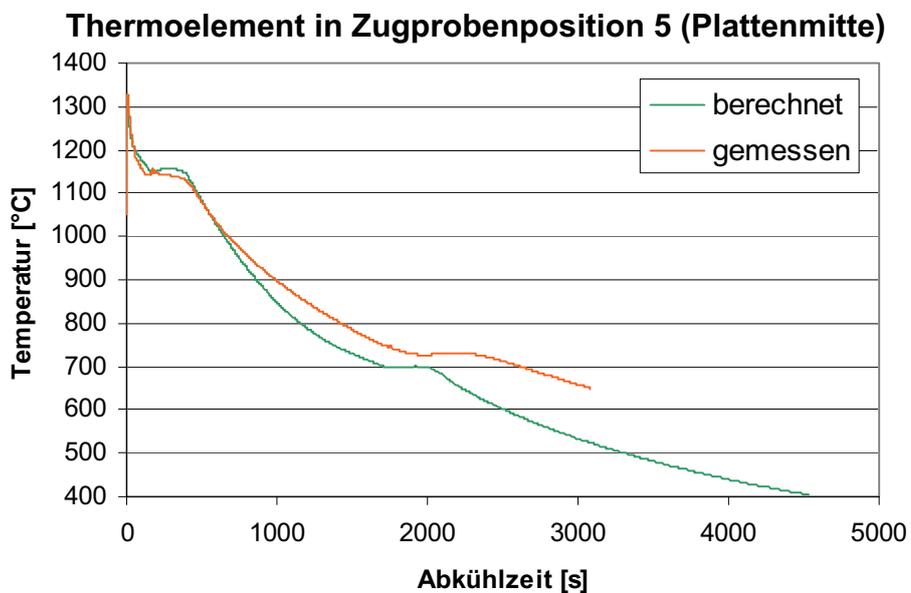
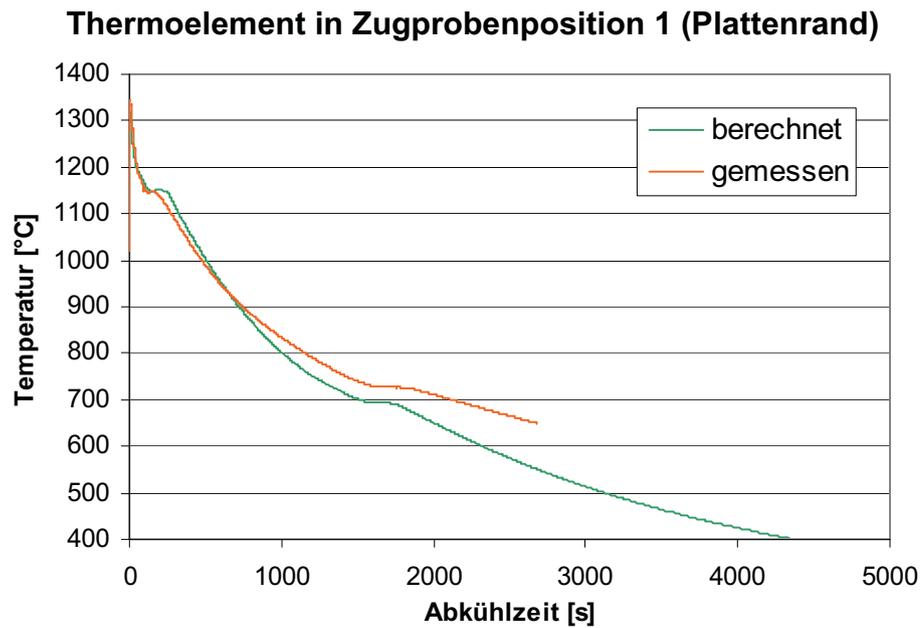


Bild 138: Vergleich gemessene mit berechneten Abkühlkurven, 20 mm Platte

Die gemessenen, im Vergleich zu den berechneten Erstarrungszeiten, sind bei der 20 mm Platte sehr ähnlich. Im festen Aggregatzustand liegt wiederum die berechnete über der gemessenen Abkühlgeschwindigkeit (Bild 138).

6 Zusammenfassung und Diskussion

Die in den Nachschlagwerken zur Schwingfestigkeit von Grauguss vorhandenen Daten [39], [76], [8], [40], [77] erfüllen nicht mehr die heutigen Anforderungen. Ziel dieser Arbeit ist, durch ein besseres Verständnis der Zusammenhänge zwischen chemischer Zusammensetzung, Metallurgie, Gefügeausbildung, Spannungs-Dehnungs-Verhalten und Schwingfestigkeit ein besseres Werkstoffverständnis zu erzielen und auf Basis der gewonnenen Erkenntnisse eine Steigerung der Werkstoffauslastung sowie eine Werkstoffoptimierung zu erreichen.

6.1 Probenherstellung und Charakterisierung

Es wurden aus den Gattierungen laut Tafel 8a und 8b (Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung) zur Variation der Graphitgröße und Graphitmenge sowie des Matrixgefüges Stangen mit einem Durchmesser von 45 mm (bei den ersten Schmelzen) und 30 mm, sowie 10 (teilweise), 20 und 40 mm dicke Platten mit einem stark untereutektischen bis eutektischen Sättigungsgrad hergestellt.

Die Schmelzekontrolle erfolgte anhand der Vorprobe mit einem Thermoanalyse-System der Firma OCC. Weiters wurde jeweils eine Keilprobe zur Beurteilung des vorliegenden Keimhaushaltes abgegossen, anschließend mit einem Hammerschlag gebrochen und der weiß (karbidisch) erstarrte Anteil der Keilprobe als Maß für den vorhandenen Keimhaushalt in der Schmelze bestimmt.

6.2 Gefügeausbildung

Es wurde jeweils von der Feinzugprobe der Position 5 (siehe Bild 55, Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung) ein metallographischer Schliff angefertigt.

Zur bildanalytischen Auswertung hinsichtlich Bestimmung der Graphitmenge, Graphitlamellenlänge, Teilchendichte, eutektischen Kornzahl, wurden 8 Bilder je Schliff mit einer Vergrößerung von 100 angefertigt.

6.2.1 Bildanalytische Bestimmung der Graphitmenge

Die Graphitmengenbestimmung bei manueller Schwellwertsetzung ist mit großen, vom jeweiligen Bediener abhängigen, Streuungen behaftet. Im Zuge dieser Arbeit wurde die optimale, vom jeweiligen User unabhängige, Schwellwertsetzung zur Graphitmengenbestimmung empirisch auf Basis der zweiten Ableitung des Grauwertpeaks der Matrix bestimmt. Die Schwellwertsetzung erfolgt in dem lokalen Wendepunkt des Grauwertpeaks der Matrix, welche in der zweiten Ableitung einen Nulldurchgang darstellt, minus 60 Einheiten vor dem jeweiligen Peak (siehe Bild 83, Kapitel 5.1.1, Bildanalytische Bestimmung der Graphitmenge).

Die Genauigkeit des entwickelten Verfahrens bewegt sich bei ungefähr 5 % Abweichungen der bestimmten Graphitmengen. Gegen eine bildanalytische Bestimmung der Graphitmenge spricht der unverhältnismäßig hohe Aufwand (je Probe müssen 8 Bilder angefertigt und anschließend bildanalytisch ausgewertet werden) und die geringere Genauigkeit der bildanalytischen Graphitmengenbestimmung gegenüber der chemischen Analyse. Eine mögliche Anwendung des entwickelten Verfahrens könnte in der Porositätsbestimmung bei Gussteilen liegen. Bei einer Adaptierung des Verfahrens für die Porositätsbestimmung von Gussteilen könnte die Fehlerquelle der subjektiven, vom jeweiligen Betrachter abhängigen Schwellwertsetzung und damit verbunden ein signifikanter Einfluss auf das Ergebnis der Porositätsbestimmung im Gussteil, eliminiert werden.

6.2.2 Bildanalytische Bestimmung der Graphitlamellenlänge

Zur Bestimmung der Graphitlamellenlänge wurde aus Gründen der Automatisierung und technischen Gegebenheiten (Die von den Graphitlamellen verursachte Kerbwirkung wird von deren längsten Sehnenlängen besser als von den Absolutlängen beschrieben) nicht die Absolutlängen der Graphitlamellen, sondern deren längste Sehnenlänge an 8 Bildern je Schliff, bei einer Vergrößerung von 100, bildanalytisch bestimmt. Anschließend wurden die insgesamt längste, sowie der Mittelwert aus den 5, 10, 20 und 25 längsten Sehnenlängen bestimmt.

Die Bestimmung der längsten Graphitlamellen an den Proben kann als brauchbares Werkzeug zur Herstellung einer Schnittstelle zu realen Gussstücken angesehen werden. Nachteilig ist der relativ hohe Aufwand des Verfahrens. Im Anbetracht des Zusammenhangs der Größe der Graphitlamellen mit der eutektischen Kornzahl (Eine hohe eutektische Kornzahl [Körner/cm²] bedeutet kurze Graphitlamellen) erscheint für die vorliegende Problemstellung die Auswertung der eutektischen Kornzahl zweckmäßiger. Somit kann auf eine Ermittlung der längsten Sehnenlängen verzichtet werden.

6.2.3 Bildanalytische Bestimmung der Teilchendichte

Die Teilchendichte kann zur indirekten Beschreibung der Lamellenlänge, welche ohne zusätzlichen Aufwand aus den gemessenen „Sehnenlängen“ gewinnbar ist, verwendet werden. Für die vorliegende Aufgabe ist die Aussagekraft der Teilchendichte [Teilchen/cm²] als gering anzusehen.

Ein Einsatzgebiet der Teilchendichte könnte in der Beurteilung der erfolgten Modifikation der Graphitlamellen, z.B. bei Cer bzw. Mg – Zugabe zur Schmelze, liegen. Bei zunehmender Modifikation der Graphitlamellen wird sich der vorliegende Graphit auf weniger Teilchen verteilen und damit verbunden wird es zu einer Verringerung der Teilchendichte (bei gleichen Sättigungsgrad) kommen.

6.2.4 Bildanalytische Bestimmung der eutektischen Kornzahl

Zur Bestimmung der eutektischen Kornzahl wurden die metallographischen Schliffe in kochender Natriumchromatlösung geätzt. Anschließend wurde die eutektische Kornzahl durch auszählen der Zellen und anschließender Umrechnung in Körner pro cm^2 ermittelt. Die Bestimmung der eutektischen Kornzahl [$\text{Körner}/\text{cm}^2$] nach der beschriebenen Methode ist ein einfaches und sicheres Verfahren zur Beurteilung des Keimzustandes in der Schmelze bei konstant gehaltenen Abkühlbedingungen. Die eutektische Kornzahl erscheint für die vorliegende Problemstellung der sinnvollste Gefügeparameter, da sie mit der Lamellenlänge und der Teilchendichte interkorreliert ist.

6.2.5 Matrixbeurteilung durch bildanalytische Bestimmung des Zementitlamellenabstandes des Perlits

Es wurde der Zementitlamellenabstand des Perlits am digitalisierten Gefügebild bei einer 1000 fachen Vergrößerung vermessen (siehe Bild 90, Kapitel 5.1.5, Matrixbeurteilung durch bildanalytische Bestimmung des Zementitlamellenabstandes des Perlits). Es zeigte sich jedoch schon nach einigen vermessenen Proben, dass die Unterschiede der gemessenen Lamellenabstände (im Mittel 0,7 bis 1,2 μm) sehr gering sind. Die im Mittel sehr ähnlichen Lamellenabstände, bei Proben die eigentlich signifikante Unterschiede in der Feinheit des Perlits aufweisen müssten, können mit der subjektiven und aufwendigen Messstellenauswahl bei Ermittlung der kleinsten (wahren) Abstände (Normalschnitt) erklärt werden. Zusätzlich erschwerend stößt man auch bei 1000 – facher Vergrößerung an die bildanalytische Auflösungsgrenze des Perlits. Folglich hat sich die bildanalytische Bestimmung des Zementitlamellenabstandes des Perlits als kein taugliches Instrument zur Beurteilung des Perlits in der Matrix erwiesen.

6.2.6 Matrixbeurteilung durch Kleinlasthärtemessungen nach Vickers

Eine Beurteilung des Perlits wurde über Kleinlasthärtemessungen nach Vickers versucht (siehe Bild 91, Kapitel 6.1.6, Matrixbeurteilungen durch Kleinlasthärtemessungen nach Vickers). Die Ergebnisse sind jedoch mit hohen Streuungen behaftet. Diese Streuungen können mit der starken Abhängigkeit des gemessenen Härtewertes von der Lage der Zementitlamellen zum Eindringkörper erklärt werden. Liegen die Zementitlamellen des Perlits in Richtung des Härteprüfkörpers (in diesem Fall eine Diamantpyramide mit einem Spitzenwinkel von 136°), werden sie in die weiche Matrix gedrückt und die Messung ergibt einen geringeren Härtewert. Bei einer Lage der Zementitlamellen normal zum Eindringkörper müssen sie durchbrochen werden. Somit ergibt sich ein höherer Härtewert. Somit ist der gemessene Härtewert nicht nur eine Funktion der Feinheit des Perlits sondern wird auch maßgeblich von der Lage der Zementitlamellen zum Eindringkörper beeinflusst.

Zusätzlich ist die Vermeidung von Graphitlamellen bei der Positioniergenauigkeit des Kleinlasthärteprüfers nur beschränkt möglich. Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die Kleinlasthärtemessung nach Vickers kein geeignetes Verfahren zur Beurteilung des Perlits darstellt.

6.2.7 Matrixbeurteilung durch Mikrohärtemessungen nach Vickers

Aufgrund der präziseren Positioniermöglichkeit des Eindringkörpers und der kleineren Eindringkräfte, im Vergleich zu der Kleinlasthärte, sind die Streuungen der Ergebnisse der Mikrohärtemessung geringer. Das Problem des Einflusses der Lage der Zementitlamellen zum Eindringkörper auf das Messergebnis ist jedoch auch bei der Mikrohärtemessung vakant. Auffällig ist, dass die an den gleichen Proben ermittelte Mikrohärte systematisch über der Kleinlasthärte liegt. Eine mögliche Erklärung für diesen systematisch auftretenden Unterschied ist, dass bei der Kleinlasthärte bereits eine „Mischhärte“ zwischen größeren Matrixbereichen und Graphit ermittelt wird.

Die Bestimmung der Mikrohärtigkeit hat sich trotz der relativ hohen Streuungen und der aufwendigen Bestimmung als am zweckmäßigsten für die Beurteilung des Perlits erwiesen.

6.3 Zusammenfassende Diskussionen und Erörterungen

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass sich der Gefügeparameter eutektische Kornzahl als für die vorliegende Problemstellung am zweckmäßigsten erwiesen hat. Die eutektische Kornzahl impliziert die Gefügeparameter „längste Sehnenlänge“ und „Teilchendichte“. Mit einer zunehmenden eutektischen Kornzahl (kleinere Körner) verkleinert sich die längste gemessene Sehne und die Teilchendichte zeigt eine geringfügige Zunahme, da sich der vorhandene Graphit auf einer größeren Anzahl feinerer Graphitlamellen verteilt. Die Erstarrungsmorphologie von Grauguss ist zellenförmig. Somit ist das Gefüge von Grauguss zellular aufgebaut, wobei der Graphit in jeder Zelle von einem Keim aus wächst und innerhalb der Zelle zusammenhängt. Daraus folgend kann Grauguss modellhaft als ein Skelett von nicht durch Graphitlamellen durchbrochenen Zellgrenzen dargestellt werden. Hingegen ist der Inhalt dieser Zellen vollständig mit Graphit durchwachsen, welcher als Riss betrachtet werden kann.

Daraus folgend erscheint es logisch, dass bei Belastung eines Bauteiles aus Grauguss die Last hauptsächlich von den Zellgrenzen übertragen wird. Der Gefügeparameter „eutektische Kornzahl“ wird dem soeben beschriebenen Modell am ehesten gerecht. Eine niedrige eutektische Kornzahl (große Körner) bedeutet wenig Zellgrenzen pro Volumseinheit, d. h. das tragende Skelett der Zellgrenzen ist relativ „grobmaschig“ ausgebildet und somit werden natürlich die mechanischen Eigenschaften verschlechtert. Hingegen bedeutet eine hohe eutektische Kornzahl (kleine Körner) viele Zellgrenzen pro Volumseinheit, d. h. das tragende Skelett der Zellgrenzen ist relativ „feinmaschig“ ausgebildet und dadurch werden die mechanischen Eigenschaften verbessert.

6.4 Bestimmung der statischen Eigenschaften

Die statischen Eigenschaften der Proben wurden anhand von zylindrischen Feinzugversuchen bestimmt. Die Positionen der Feinzugversuche sind aus den Bildern 55 und 57, Kapitel 4.1 (Probenherstellung und Charakterisierung) zu entnehmen.

6.4.1 Profilierte im Vergleich zu zylindrischen Zugstäben

Zur Untersuchung des Zusammenhangs der Zugfestigkeit zwischen zylindrischen und profilierten Proben wurden bei den Schmelzen 2 und 4 profilierte und zylindrische Zugproben aus den Platten entnommen und geprüft (siehe Bild 55, Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung). Die Ergebnisse zeigen, dass die profilierten im Vergleich zu den zylindrischen Zugproben ungefähr 5 bis 10 % höhere Zugfestigkeitswerte bringen (siehe Bild 93, Kapitel 5.2.1, profilierte im Vergleich zu zylindrischen Zugstäben).

Der Grund, warum die profilierte Zugprobe höhere Zugfestigkeitswerte als die zylindrische liefert, liegt einerseits in der statistischen Verteilung der Lage der Graphitlamellen, welche keine Zugspannungen übertragen können. Das höchstbelastete Werkstoffvolumen erstreckt sich bei der zylindrischen Probe über den gesamten zylindrischen Bereich der Probe, dagegen ist bei der profilierten Probe nur der mittige Bereich (kleinster Querschnitt) höchstbelastet. Somit ist die Wahrscheinlichkeit, einen bei einer bestimmten Spannung bruchauslösenden Fehler (d.h. eine große, spannungstechnisch ungünstig liegende Graphitlamelle) im höchstbelasteten Werkstoffvolumen zu haben, bei der zylindrischen Zugprobe größer als bei der profilierten. Dadurch kann der ermittelte Zugfestigkeitsunterschied an zylindrischen in Vergleich zu profilierten Proben erklärt werden. Neben der Zugprobenform kann der Prüfquerschnitt von entscheidender Bedeutung sein.

Bild 93 (Kapitel 5.2.1, Profilierte im Vergleich zu den zylindrischen Zugstäben) zeigt, dass der Unterschied in den ermittelten Zugfestigkeiten bei den aus den Stäben mit einem Durchmesser von 30 mm entnommen zylindrischen im Vergleich zu den profilierten Proben größer ist, als bei den aus den Platten entnommenen Proben. Dieser vergleichsweise größere Unterschied ist aber primär eine Folge der unterschiedlichen Lamellenlängen im jeweiligen Prüfquerschnitt und nicht hauptsächlich von der Probenform verursacht. Die kleinere, mittig aus dem Probestab entnommene zylindrische Probe, weist im Vergleich zum größeren Prüfquerschnitt der profilierten Probe einen gröberen Graphit und damit für die mechanischen Eigenschaften eine ungünstige Graphitbildung auf.

6.4.2 Einfluss der Wandstärke auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve bei unterschiedlichen Sättigungsgraden

Zur Untersuchung der Auswirkung der Abkühlgeschwindigkeit wurden Platten mit den Wandstärken von 40, 20 und 10 mm mit unterschiedlichen Sättigungsgraden bei gleicher Impfung abgegossen.

Die Ergebnisse zeigen, dass eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit, welche sich durch eine deutliche Steigerung in der eutektischen Kornzahl bemerkbar macht, die Zugfestigkeit proportional zu den für die Zug-Druck-Wechselwirkung relevanten Bereich (Dehngrenzen) stärker steigert. Eine Auswirkung des Sättigungsgrades auf das Dehngrenzenverhältnis (Spannung bei 0,07 % Totaldehnung durch Zugfestigkeit) konnte im Zuge der vorliegenden Arbeit nicht festgestellt werden. Die Erhöhung bzw. Reduktion der Zugfestigkeit und der Dehngrenzen ist bei Proben unterschiedlicher Sättigungsgrade sehr ähnlich, d. h. das Dehngrenzenverhältnis ist unabhängig vom Sättigungsgrad. Eine plausible Erklärung für die unterschiedliche Auswirkung einer Kornfeinung durch eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit auf die Zugfestigkeit und den Dehngrenzen ist, dass der Bereich kleinster plastischer Dehnungen durch Mikroverformungen an den am stärksten belasteten Bereichen dominiert wird.

Die Bereiche mit den größten Spannungskonzentrationen sind die Enden der am ungünstigsten ausgerichteten Graphitlamellen, d. h. jener, die in einem Winkel von 90° zur Beanspruchungsebene liegen. Hingegen macht sich der Effekt der Kornfeinung erst bei größeren plastischen Verformungen durch Aufstauen von Versetzungen an den Korngrenzen dominant bemerkbar.

6.4.3 Einfluss des Keimzustandes in der Schmelze auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve

Der Keimzustand stellt sich gleich wie unter Kapitel 6.4.2 „Einfluss der Wandstärke auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve bei unterschiedlichen Sättigungsgraden“ beschrieben dar.

6.4.4 Einfluss von Ferrit auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve

Zur Untersuchung des Einflusses von Ferrit auf die Spannungs/Dehnungs-Kurve wurden unterschiedliche Ferritanteile durch eine Wärmebehandlung (austenitisieren und mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten abkühlen) erzeugt bzw. Ferrit beseitigt. Weiters wurde der Ferritanteil durch Legieren mit Perlitstabilisatoren verringert. Die Ergebnisse zeigen, dass ein zunehmender Ferritgehalt (Ferrit durch Wärmebehandeln erzeugt) die Zugfestigkeit überproportional stark, im Vergleich zu dem für die Zug/Druck-Wechselfestigkeit relevanten Bereich (Spannung bei einer Totaldehnung von 0,05 bis ungefähr 0,1 %) verringert. Bei einem steigenden Ferritgehalt bis 15 % ist praktisch nur eine Verminderung der Zugfestigkeit erkennbar, jedoch kein Einfluss auf die Dehngrenzen. Eine Ferritbeseitigung durch Legieren hingegen bewirkt eine Verschiebung der Spannungs/Dehnungs-Kurve über den ganzen Bereich, jedoch die Zugfestigkeit proportional zu den Bereich der Dehngrenzen stärker.

Der vergleichsweise geringe Einfluss von Ferrit auf den Bereich der Dehngrenzen kann durch seine, im Vergleich zum Perlit, höhere Risszähigkeit und dem damit verbundenen besseren Rissstopvermögen (größere plastische Zone, d. h. bei einem Rissfortschritt wird mehr Energie verbraucht) erklärt werden.

Hingegen bewirkt eine Beseitigung von Ferrit durch Legieren zweierlei Effekte. Einerseits kommt es zu einer Verringerung des Ferritanteiles durch eine Reduktion der Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs in der Matrix mit signifikanten Auswirkungen auf die Zugfestigkeit, hingegen geringen bis keinen Auswirkungen auf die Dehngrenzen. Andererseits kommt es zu einer Mischkristallverfestigung, welche eine Verschiebung der Spannungs/Dehnungs-Kurve bis hin zu kleinsten Dehnungen (den für die Zug/Druck-Wechselfestigkeit relevanten Bereich) bewirkt.

6.4.5 Einfluss einer hohen eutektischen Kornzahl bei einem stark untereutektischen Sättigungsgrad auf die Lage der Spannungs/Dehnungs-Kurve

Zur Untersuchung der Rolle einer sehr hohen eutektischen Kornzahl (ungefähr 1200 Körner/cm²) in Kombination mit einem stark untereutektischen Sättigungsgrad (Sc: 0,83) wurde ein industriell gefertigter Kokillengussbarren mit einem Durchmesser von 200 mm angeschafft (siehe Bild 58, Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung). Die Feinzugversuchspositionen sind aus dem Bild 59 zu entnehmen. Die Ergebnisse der Feinzugversuche sind im Bild 111 (Kapitel 6.2.4) zu entnehmen. Die höhere Festigkeit des FZV 1 (Randlage) gegenüber FZV 5 (Mittenlage) ist auf das feinere Gefüge (höhere Anzahl eutektischer Zellen verbunden mit kürzeren im metallographischen Schliff sichtbaren Graphitlamellen) aufgrund höherer Abkühlgeschwindigkeiten im randnahen Bereich zurückzuführen. Das höhere Festigkeitsniveau des FZV 5 gegenüber FZV 4 ist mit großer Wahrscheinlichkeit auf das Vorhandensein von ca. 65 % D-Graphit in der Probe 5 zurückzuführen.

Dieser Unterkühlungsgraphit, kombiniert mit relativ groben eutektischen Zellen, bildet sich bei geringen Abkühlgeschwindigkeiten, verbunden mit Keimarmut, aus.

6.4.6 Erhöhung der Matrixzähigkeit durch Absenken des Silizium- und Mangangehaltes

Zur Beurteilung der Literaturangaben [17], [18], [34] zur Thematik „zäher Grauguss“ wurde ein Versuch mit gegenüber herkömmlichem Grauguss abgesenkten Silizium- und Mangangehalt (Si: 1,3 %, Mn: 0,25 %) durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen, dass ein Absenken des Silizium- und Mangangehaltes auf das mögliche Niveau keine Erhöhung der Bruchdehnung und damit verbunden auch keinen Zähigkeitsgewinn bringt. Da Silizium und Mangan eine Mischkristallverfestigung im Werkstoff bewirken, war der einzig sich einstellende Effekt eine Entfestigung. Somit konnten die in der Literatur vorhandenen Angaben über „zähen Grauguss“ nicht verifiziert werden.

6.4.7 Die Auswirkungen von Stickstoff auf die mechanischen Eigenschaften von Grauguss

Aus der Literatur [9], [10] ist zu entnehmen, dass Stickstoff die mechanischen Eigenschaften von Grauguss durch Perlitstabilisierung, Perlitfeinung und Bildung von Lamellen mit abgerundeten Spitzen (bei schweren Gußstücken) zum Positiven hin verändert. Zur Verifizierung der Literaturangaben wurden Platten mit Wanddicken von 40 und 20 mm mit unterschiedlichen freien Stickstoffgehalten abgegossen. Die Versuchsergebnisse zeigen, dass bei Überschreitung eines vom Titangehalt und den Abkühlbedingungen abhängigen Grenzwertes der Stickstoff perlitbildend wirkt.

Bei einer weiteren Steigerung des Stickstoffgehaltes, innerhalb des ohne Gefahr für Gasblasenbildung möglichen Rahmens, konnte keine Perlitfeinung und/oder Ausbildung von Graphitlamellen mit gerundeten Spitzen und damit verbunden keine Festigkeitssteigerung beobachtet werden.

6.4.8 Elastizitätsmodul

Es wurde der für die Gesamtverformung (elastische und plastische Verformung) kennzeichnende Sekantenmodul (E_{sek}) und der die elastische Verformung beschreibende Tangentenmodul (E_{tang}) mit den dazugehörigen Abfallraten m_{ges} (Abfallrate des Sekantenmodul) und m_{el} (Abfallrate des Tangentenmoduls) an jeder Platte bestimmt. Die Zusammenhänge zwischen dem Elastizitätsmodul und den Werkstoffzuständen wurden anhand von „ E_{tang40} “ (=Tangentenmodul bei einer Zugspannung von 40 MPa) untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass der E-Modul mit steigender Zugfestigkeit zunimmt, die spannungsbedingten Abfallraten hingegen abnehmen. Werden die Versuchsergebnisse nach Plattendicken unterteilt, liegt der E-Modul der 40 und 20 mm Platten im Trend der Zugfestigkeit, hingegen die 10 mm Platten zeigen eine Verschiebung zu niedrigeren E-Modulwerten bei gleicher Zugfestigkeit.

Eine mögliche Erklärung für die niedrigeren E-Modulwerte der 10 mm Platten im Vergleich zu den 40 und 20 mm Platten bei gleicher Zugfestigkeit ist, dass im Korngrößenbereich der 10 mm Platten die Zugfestigkeit durch Kornfeinung noch stark, der E-Modul jedoch nur mehr schwach bis gar nicht gesteigert wird.

6.5 Zusammenfassende Auswertungen der Dehngrenzenverhältnisse und Diskussionen

Das Dehngrenzenverhältnis, z. B. $R_{t0,07}/R_m$, zeigt die Auswirkungen einer Gefügeveränderung. Wird durch eine Maßnahme die Zugfestigkeit und Dehngrenze in gleicher Relation gesenkt oder gesteigert, bleibt das Dehngrenzenverhältnis unbeeinflusst. Wird hingegen der Endbereich der Spannungs/Dehnungskurve relativ mehr gesteigert als der Anfangsbereich, bewirkt dies eine Abnahme des Dehngrenzenverhältnisses und umgekehrt.

Die Ergebnisse zeigen folgende Zusammenhänge und Trends:

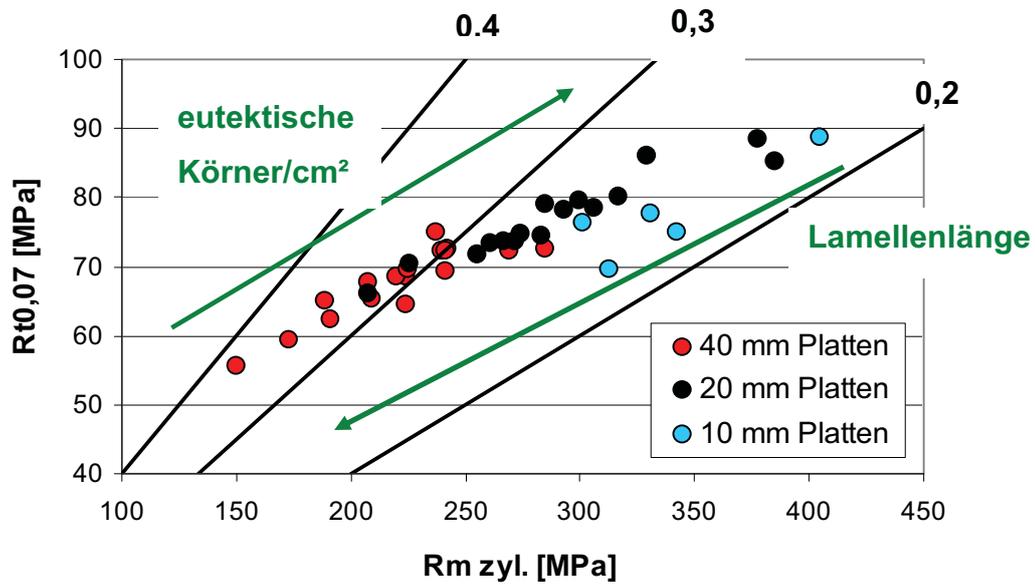


Bild 139: Wanddickenabhängigkeit des Dehngrenzenverhältnisses, Sättigungsgrad: 0,85 bis 0,91, Ferritanteil maximal 5 %

Eine Verfestigung durch abnehmende Lamellen- und Korngröße bzw. steigende eutektische Kornzahl steigert die Zugfestigkeit relativ stärker als die Dehngrenzen, d. h. das Dehngrenzenverhältnis fällt mit abnehmender Wanddicke ab (Bild 139).

Im Bild 140 ist das Dehngrenzenverhältnis ($R_{t0,07}/R_{m \text{ zyl.}}$) über dem Sättigungsgrad S_c aufgetragen.

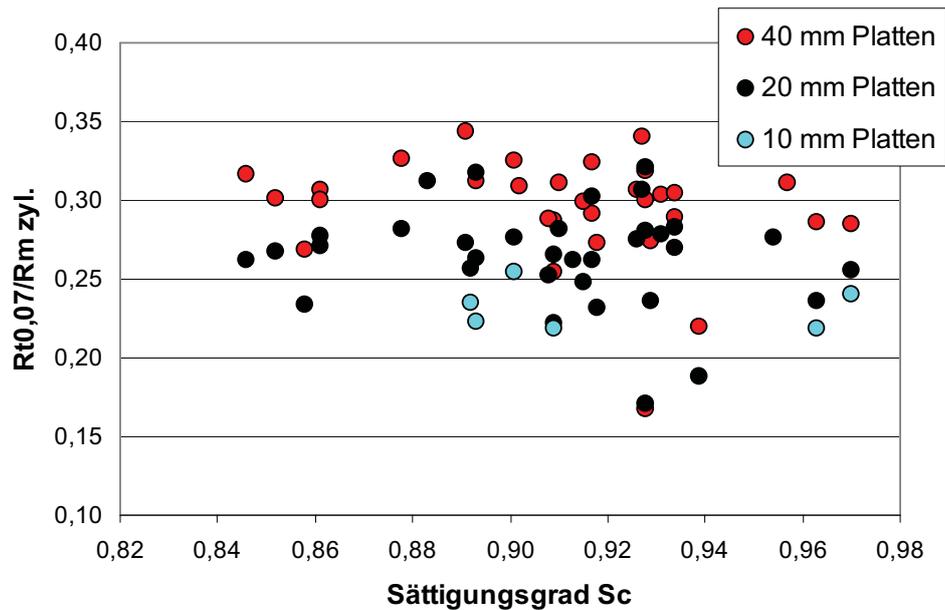


Bild 140: Das Dehngrenzenverhältnis über dem Sättigungsgrad aufgetragen, Ferritanteil maximal 3 %

Das Ergebnis zeigt, dass bei perlitischem Grundgefüge das Dehngrenzenverhältnis praktisch unabhängig vom Sättigungsgrad ist. D. h. eine steigende oder fallende Graphitmenge wirkt sich auf die Dehngrenze im Verhältnis zur Zugfestigkeit gleich aus.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass bei Verfestigung durch kleinere eutektische Körner und kürzere Graphitlamellen bzw. durch ein voll perlitisches Matrixgefüge die Zugfestigkeit relativ stärker gesteigert wird als die Dehngrenzen, während sich die Verfestigung durch eine fallende Graphitmenge in allen Bereichen der Spannungs/Dehnungskurve proportional gleich auswirkt.

6.6 Dynamische Eigenschaften

Die Zug/Druck-Wechselfestigkeit wurde je Platte an 7 Proben (siehe Bild 55, Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung) bestimmt. Die Prämisse der Vorgangsweise war wie folgt: Der Versuch wurde auf dem vermuteten Niveau der Dauerfestigkeit gestartet. Bei einem Durchläufer (Grenzlastspielzahl: 6 Millionen) wurde die Belastung der nächsten Probe um 5 % erhöht. Hingegen wurde bei einem Bruch der Probe vor der Grenzlastspielzahl die Belastung der nächsten Probe um 5 % erniedrigt. Die Dauerfestigkeit wurde auf Basis von 3 Durchläufern auf dem betreffenden Lastniveau definiert, wobei bei dem nächst höheren Lastniveau mindestens ein Probenbruch auftreten muss.

Wie aus der Literatur hervorgeht [59] besteht ein Zusammenhang zwischen den Dehngrenzen aus den Feinzugversuchen und der ZDW-Festigkeit. H. Kerber postulierte [59], dass die $R_{t0,07}$ als gute Näherung für die zu erwartende Zug/Druck-Wechselfestigkeit herangezogen werden kann (siehe Kapitel 3.3, Abschätzung der Dauerfestigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit aus dem Feinzugversuch). In den folgenden Kapiteln wird unter anderem die Lage der ZDW-Festigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve näher untersucht.

Weiters wurden anhand der Schmelzen 16 und 17, mit gegenüber den anderen Versuchen erhöhter Probenzahl (siehe Bild 57, Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung), die Zug/Druck-Wechsel-, die Zug/Schwell- und Umlaufbiegewechselfestigkeit, auf Basis höchstes Niveau nur Durchläufer, mit den dazugehörigen Übergangsbereichen bestimmt. Weiters wurden die Ergebnisse statistisch ausgewertet nach [7], Überlebenswahrscheinlichkeiten berechnet und die Ergebnisse mit den Werten in der Literatur verglichen.

6.6.1 Einfluss einer hohen eutektischen Kornzahl auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve

Die Erhöhung der eutektischen Kornzahl durch eine wirkungsvollere Impfung und/oder eine raschere Abkühlung bewirkt eine Überlagerung zweier positiver Effekte bezüglich der Zug/Druck-Wechselfestigkeit.

Einerseits kommt es zu einer Verschiebung der Spannungs-/Dehnungs-Kurve hin zu höheren Werten und andererseits wandert die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve hin zu höheren Totaldehnungen (siehe Bild 124, Kapitel 5.4.1)

6.6.2 Einfluss von Ferrit auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve

Um die Auswirkungen unterschiedlicher Ferritgehalte auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve zu untersuchen wurde Ferrit durch Wärmebehandeln erzeugt bzw. reduziert und Ferritanteil in der Matrix durch Legieren verringert. Die Ergebnisse der Schwingversuche jener Proben, bei welchen unterschiedliche Ferritanteile durch Wärmebehandeln erzeugt wurden, zeigen, dass es bis zu einem Ferritanteil von 15 % in der Matrix zu keinem signifikanten Abfall der Schwingfestigkeit kommt (siehe Bild 125, Kapitel 5.3.2). Erst bei höheren Ferritanteilen kommt es im Vergleich zum Zugfestigkeitsabfall, zu einem geringen Abfall der Zug/Druck-Wechselfestigkeit. D.h. mit einem zunehmenden durch Wärmebehandeln erzeugten Ferritanteil kommt es zu einer Verbesserung der Werkstoffauslastung. Die nur verhältnismäßig geringfügige Auswirkung von Ferrit auf die Zug/Druck-Wechselfestigkeit kann mit zweierlei Effekte erklärt werden. Der durch Wärmebehandeln erzeugte Ferrit bildet einen Saum um jede Graphitlamelle. Somit sind die Bereiche höchster Spannungen (die Spitzen der Graphitlamellen welche spannungstechnisch am ungünstigsten liegen) duktil verbunden mit einem erhöhten Rissstopvermögen. Zusätzlich wird vermutet, dass die Anlagerung der Kohlenstoffatome an den Graphitlamellen eine Abrundung der Lamellenspitzen bewirkt und somit zu einer Entschärfung der durch die Graphitlamellen sich ausbildenden Kerben führt.

Des Weiteren wurde die Auswirkung einer Ferritbeseitigung durch Legieren (Cu und Cr) auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve untersucht.

Die Ergebnisse zeigen, dass eine Ferritbeseitigung durch Legieren eine deutliche Erhöhung der Zugfestigkeit und Dehngrenze bewirkt, verbunden mit einer signifikanten Erhöhung der Zug/Druck-Wechselfestigkeit (siehe Bild 126, Kapitel 5.3.2)

Somit muss unterschieden werden zwischen einer Ferritbeseitigung durch Wärmebehandeln und einer Ferritbeseitigung durch Legieren. Eine Ferritbeseitigung durch Wärmebehandeln wirkt sich durch die bereits oben erörterte Thematik nur geringfügig auf die Zug/Druck-Wechselfestigkeit aus, hingegen eine Ferritbeseitigung durch Legieren bewirkt aufgrund der Mischkristallverfestigung und des sich ausbildenden feineren Perlits eine deutliche Steigerung der Zug/Druck-Wechselfestigkeit (siehe Bilder 124 und 125, Kapitel 5.3.2)

6.6.3 Einfluss einer hohen eutektischen Kornzahl bei einem stark untereutektischen Sättigungsgrad auf die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit in der Spannungs/Dehnungs-Kurve

Zur Untersuchung der Rolle einer sehr hohen eutektischen Kornzahl (ungefähr 1200 Körner/cm²) in Kombination mit einem stark untereutektischen Sättigungsgrad (S_c : 0,83) wurde ein industriell gefertigter Kokillengussbarren mit einem Durchmesser von 200 mm angeschafft (siehe Bild 58, Kapitel 4.1, Probenherstellung und Charakterisierung). Die Ergebnisse der Zug/Druck-Wechselprüfung zeigen ein auffallend hohes Dauerfestigkeitsverhältnis (Dauerfestigkeit/R_m zyl), auf Basis höchstes Niveau nur Durchläufer, von 0,466. Die Erklärung für das für „gewöhnlichen“ Grauguss unerreichbar hohe Dauerfestigkeitsverhältnis liegt im niedrigen Sättigungsgrad kombiniert mit der hohen eutektischen Zellenzahl.

Aufgrund des niedrigen Sättigungsgrades scheidet sich aus der Schmelze eine große Menge Primäraustenit aus, welcher ein nicht durch Graphitlamellen geschwächtes Skelett bildet. In den Zwischenräumen dieses Skeletts von Primäraustenit „zerfällt“ die Schmelze im Zuge der eutektischen Reaktion zu Graphit und Austenit.

6.6.4 Die mit erhöhter Probenzahl ermittelten Zug/Druck-Wechsel-, Zug/Schwell- und Umlaufbiegewechselfestigkeiten inklusive statistischer Auswertungen

Es wurde die Zug/Druck-Wechsel-, die Zug/Schwell- und die Umlaufbiegewechselfestigkeit anhand von zwei Schmelzen mit unterschiedlichen Sättigungsgraden, bei gegenüber den bisherigen Versuchen erhöhter Probenzahl nach dem Treppenstufenverfahren bestimmt und anschließend statistisch ausgewertet. Es sollen die in der Literatur vorhandenen Werte [39], [41], [77] mit den experimentell ermittelten Werten verglichen werden:

Die Werte in der Literatur zeigen einen Zusammenhang zwischen Zug/Druck-Wechselfestigkeit, der Biegewechselfestigkeit und der Zugfestigkeit [39].

Die globalen Zusammenhänge sind:

Zug/Druck-Wechselfestigkeit = 0,26 bis 0,35 * Zugfestigkeit

Umlaufbiegewechselfestigkeit = 0,35 bis 0,5 * Zugfestigkeit

Für die Umlaufbiegewechselfestigkeit für ungekerbte Proben gibt J. Sternkopf ein mittleres Verhältnis σ_{bW}/R_m von 0,48 an [41].

Die Tafel 19 gibt die Mindestwerte der Zug/Druck-Wechselfestigkeit und der Biegewechselfestigkeit für die genormten Sorten von Gusseisen mit Lamellengraphit an [39].

Tafel 19: Mindestwerte der Zug/Druck-Wechselfestigkeit [N/mm²] und der Biegewechselfestigkeit [N/mm²] für genormte Sorten von Gusseisen mit Lamellengraphit [39]

	Werkstoffbezeichnung GJL-				
	150	200	250	300	350
Biegewechselfestigkeit	70	95	120	140	145
Zug/Druck-Wechselfestigkeit	40	50	60	75	85

Weiters ist aus der Literatur [77] die Mittelspannungsempfindlichkeit für genormte Sorten von Gusseisen mit Lamellengraphit zu entnehmen (Bild 141).

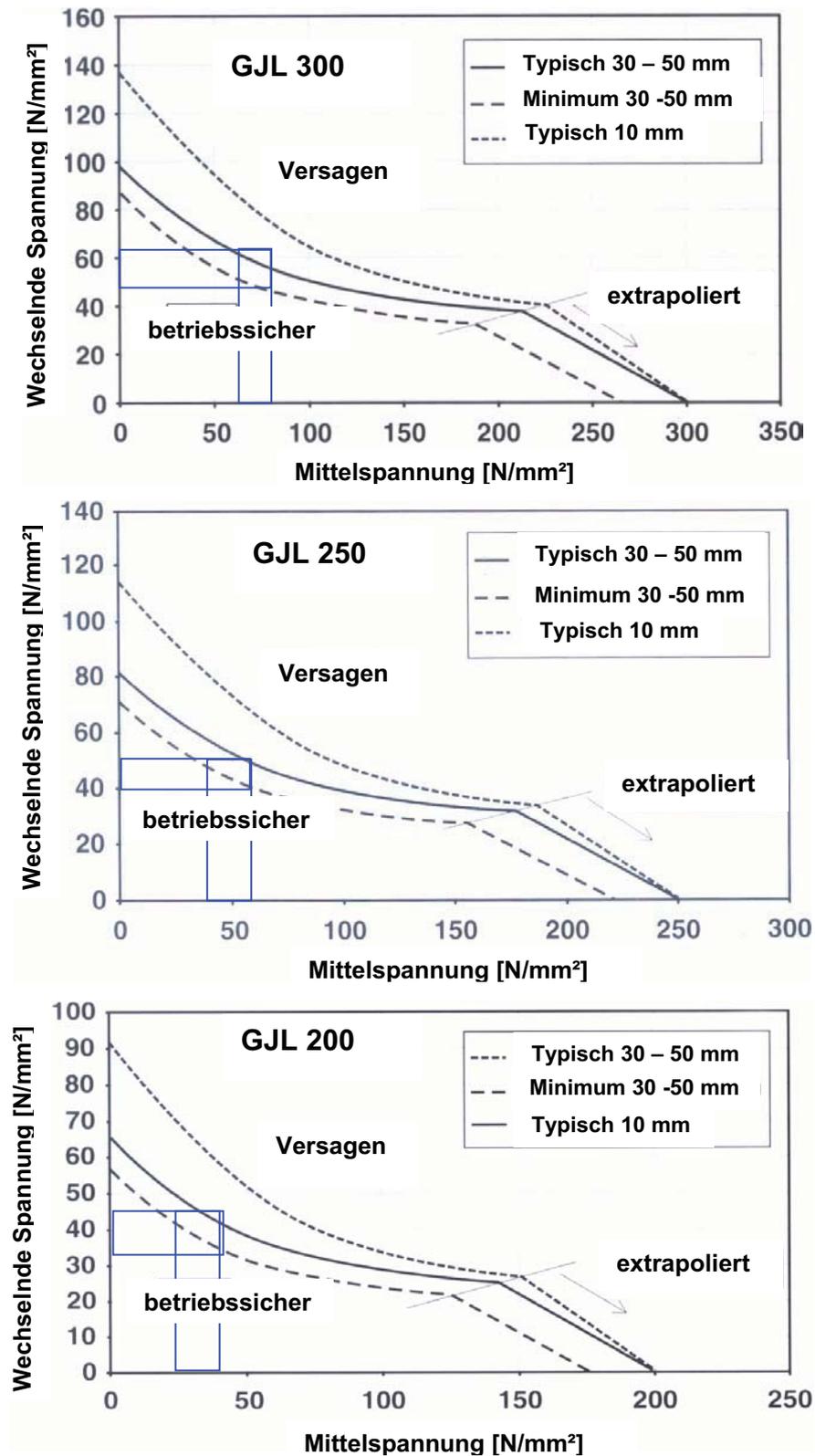


Bild 141: Zulässige Spannungen in Abhängigkeit der Mittelspannung für die Sorten GJL 300, 250 und 200 [77], Daten für Zug/Schwellbeanspruchung blau hinterlegt

Bild 141 zeigt die zulässigen Spannungen im Zugbereich in Abhängigkeit von der Mittelspannung für die Sorten GJL 200, 250 und 300 [77]. Die für die Zug/Schwellfestigkeit relevanten Bereiche sind in den Diagrammen für die jeweilige Sorte blau hinterlegt.

Die Tafel 20 zeigt einen Vergleich der gemessenen Zug/Druck-Wechsel- und Umlaufbiegewechselfestigkeiten mit den Werten aus der Literatur. Als Literaturwerte werden für die Zug/Druck-Wechselfestigkeiten die für die jeweiligen Sorten in Tafel 19 angegebenen Werte verwendet. Die Literaturwerte für die Umlaufbiegewechselfestigkeiten wurden aus der Zugfestigkeit nach [41] (Umlaufbiegewechselfestigkeit = $0,48 \cdot \text{Zugfestigkeit}$) berechnet.

Tafel 20: Vergleich der auf Basis höchstes Niveau nur Durchläufer ermittelten Zug/Druck-Wechselfestigkeiten (ZDW) und Umlaufbiegewechselfestigkeiten mit den Literaturwerten

Schmelze Nr.	Prüfung	[mm] Plattendicke	Ø 30 mm Rm prof. [MPa]	Platte Rm zyl. [MPa]	höchstes Niveau DL	50 % Pü*) ³	Literaturwert [MPa]
16	ZDW	40	304	225	76	78,1	50*) ¹
17	ZDW	40	259	202	57	61,5	50*) ¹
16	ZDW	20	320	311	106	109,1	75*) ¹
17	ZDW	20	238	255	85	88,7	60*) ¹
16	UBW	40	304	225	80	88,8	108*) ²
17	UBW	40	259	202	85	93	97*) ²
16	UBW	20	320	311	120	122	149*) ²
17	UBW	20	238	255	104	106,1	122*) ²

*)¹ Quelle: [37]

*)² Quelle: [38]

*)³ 50% Überlebenswahrscheinlichkeiten nach der IABG-Auswertemethode berechnet [35]

Der Vergleich der ermittelten Zug/Druck-Wechselfestigkeiten mit denen in der Literatur als Mindestwerte angegebenen Daten zeigt, dass die gemessenen Werte deutlich höher liegen.

Weiters ist aus der Tafel 20 zu entnehmen, dass die in der Literatur angegebenen Umlaufbiegewechselfestigkeiten [41] signifikant über den gemessenen Werten liegen. Aus dem Vergleich der gemessenen Umlaufbiegewechselfestigkeiten mit dem in [39] angegebenen Bereich (Umlaufbiegewechselfestigkeit = $0,35$ bis $0,5 \cdot$ Zugfestigkeit) ist ersichtlich, dass die gemessenen Werte im unteren Bereich der Literaturwerte liegen.

Aus dem Vergleich der in der Literatur vorhandenen (Bild 141) mit den gemessenen Zug/Schwell-Werten (Tafel 18, Kapitel 5.3.4) ist ersichtlich, dass die gemessenen im Bereich der in der Literatur vorhandenen Werte liegen.

6.6.5 Zusammenfassung der Zusammenhänge zwischen der Zug/Druck-Wechselfestigkeit, den Kennwerten der Zugversuche und der Gefügebildung

Im Folgenden sind die Zusammenhänge zwischen Zug/Druck-Wechselfestigkeit und Zugfestigkeit dargestellt.

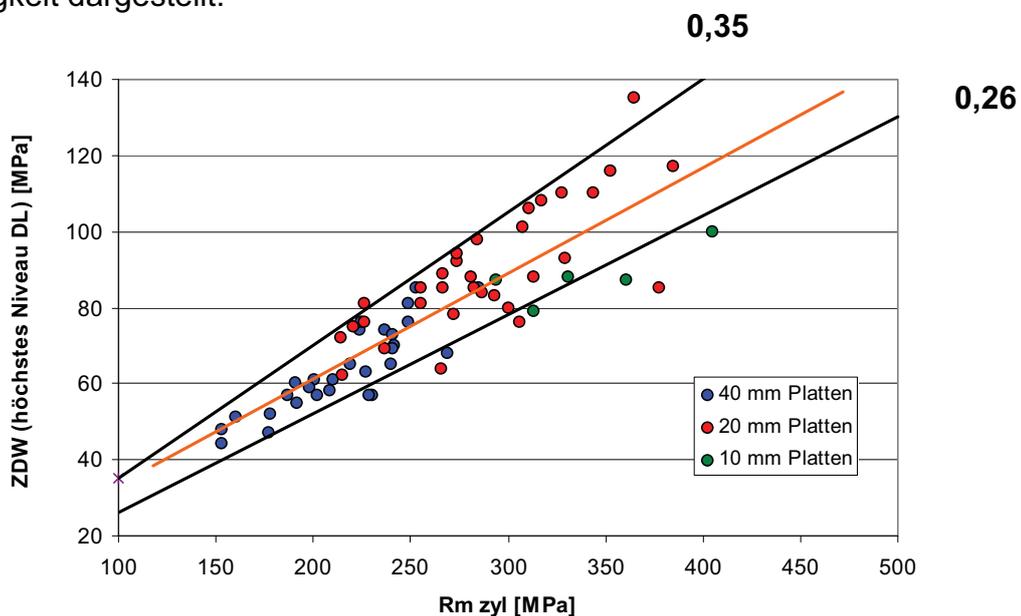


Bild 142: Zusammenhang zwischen ZDW-Festigkeit und der Zugfestigkeit mit den Werten aus der Literatur ($ZDW = 0,26$ bis $0,35 \cdot R_m$) [39]

Das Ergebnis zeigt einen Zusammenhang zwischen der Zugfestigkeit und der ZDW-Festigkeit. Aus dem Vergleich mit den Literaturwerten (ZDW-Festigkeit ist 0,26 bis 0,35 mal Zugfestigkeit) [39] ist erkennbar, dass bis auf wenige Ausnahmen die gemessenen ZDW-Werte im in der Literatur angegebenen Wertebereich liegen. Die Ausgleichsgerade zeigt, dass bei niedrigen Festigkeiten die ZDW-Festigkeit tendenziell im oberen in der Literatur angegebenen Bereich (0,35 mal R_m), hingegen bei höheren Festigkeiten im unteren in der Literatur angegebenen Bereich (0,26 mal R_m) liegt. D. h. eine Erhöhung der Festigkeit des Werkstoffes bringt absolut gesehen eine Erhöhung der ZDW-Festigkeit, jedoch eine Verschlechterung der Werkstoffauslastung, da die Zugfestigkeit in Relation zur ZDW-Festigkeit überproportional steigt.

Zur genaueren Analyse der Abhängigkeit der ZDW-Festigkeit von der Wandstärke und damit verbunden von den Abkühlbedingungen wurde die Ausgleichsgerade der ZDW-Festigkeiten für die Platten mit einer Wandstärke von 40, 20 und 10 mm separat aufgetragen (Bild 143).

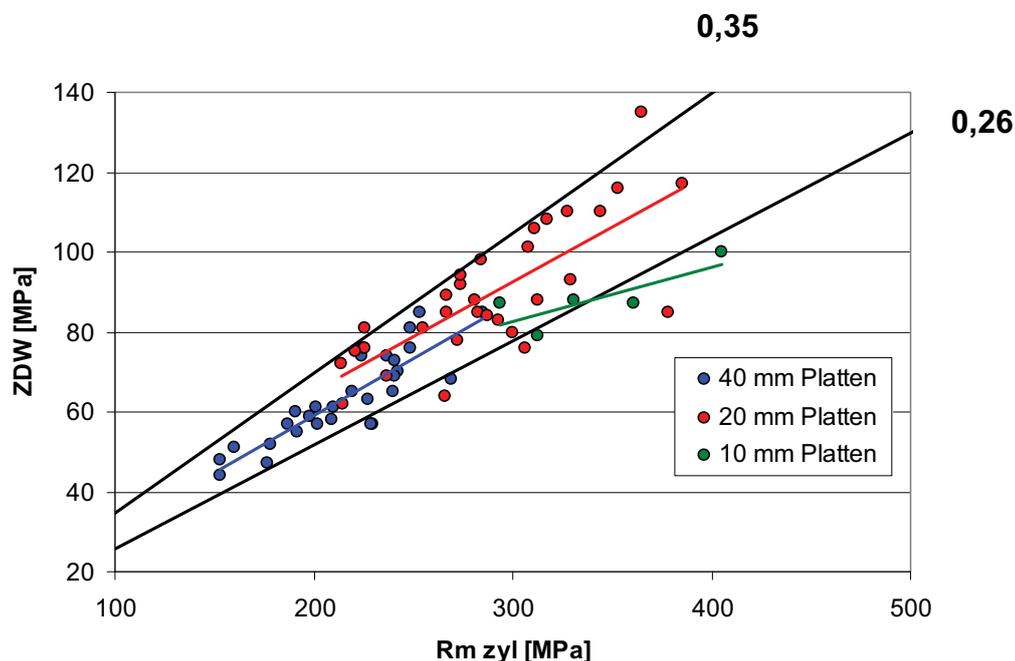


Bild 143: Zusammenhang zwischen ZDW-Festigkeit und der Zugfestigkeit, Ergebnisse nach Plattendicken ausgewertet

Aus dem Ergebnis ist eine eindeutige Abhängigkeit der ZDW - Festigkeit von der Wandstärke, d. h. von den Abkühlbedingungen, zu entnehmen. Bei der gleichen Zugfestigkeit liegt die ZDW – der 20 mm Platte deutlich über der 40 mm Platte was sicherlich eine Folge der unterschiedlichen Lamellenlänge bzw. eutektischen Korngrößen ist. Die Ausgleichsgerade durch die Messwerte der 10 mm Platten ist aufgrund der geringen Anzahl der Werte nicht als repräsentativ zu erachten.

Des weiteren wurde die Lage der ZDW – Festigkeit auf der Spannungs/Dehnungs-Kurve, ausgedrückt durch Totaldehnungen, untersucht. Dazu wurden die zu den jeweiligen ZDW – Festigkeiten gehörigen Totaldehnungen ermittelt und über den ZDW – Festigkeiten in einem Diagramm aufgetragen (Bild 144).

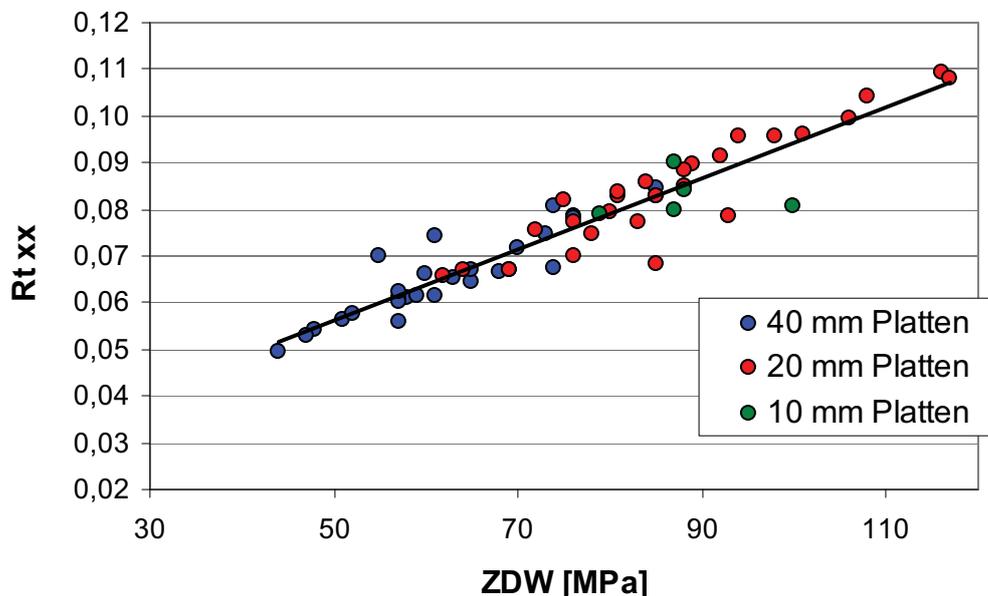


Bild 144: Zusammenhang zwischen ZDW-Festigkeit und Totaldehnungen

Das Ergebnis zeigt, dass die Lage der ZDW – Festigkeit auf der Spannungs/Dehnungskurve von der ZDW – Festigkeit selbst beeinflusst wird. Mit zunehmender ZDW – Festigkeit bewegt sich ihre Lage auf der Spannungs/Dehnungskurve hin zu höheren Totaldehnungen (Bild 144).

Die Spanne der Lage der ZDW – Festigkeit auf der Spannungs/Dehnungskurve bewegt sich zwischen ungefähr 0,05 % Totaldehnung (Proben mit der geringsten Festigkeit) bis hin zu einer Totaldehnung von ungefähr 0,11 % (Proben höchster Festigkeit), (Bild 144).

Zur weiteren Analyse des Zusammenhangs zwischen der Zugfestigkeit (Zugfestigkeit an zylindrischen Proben bestimmt) und der Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit auf der Spannungs/Dehnungskurve wurden die Totaldehnungen im Feinzugversuch der Position 5 über den Zugfestigkeiten aufgetragen (Bild 145).

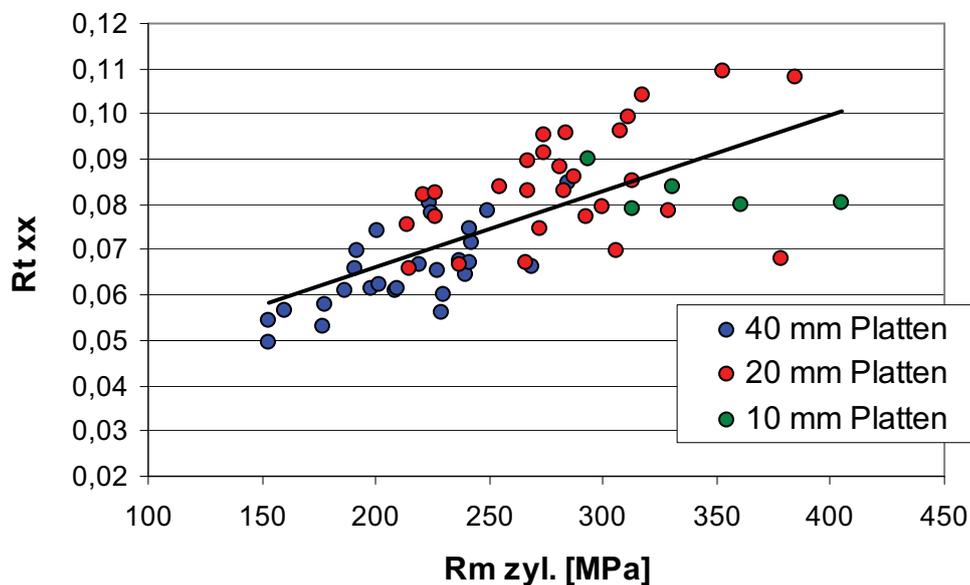


Bild 145: Zusammenhang zwischen der Zugfestigkeit R_m zyl. und den Totaldehnungen $R_{t\,xx}$

Das Ergebnis zeigt wie erwartet, dass mit zunehmender Zugfestigkeit der Proben die Lage der ZDW – Festigkeit auf der Spannungs/Dehnungskurve sich zu höheren Totaldehnungen hin bewegt (Bild 145).

Zur Erfassung aller metallurgischen Einflüsse die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit auf der Spannungs/Dehnungskurve, dargestellt durch die Totaldehnungen, über den Logarithmus der eutektischen Körner aufgetragen (Bild 146)

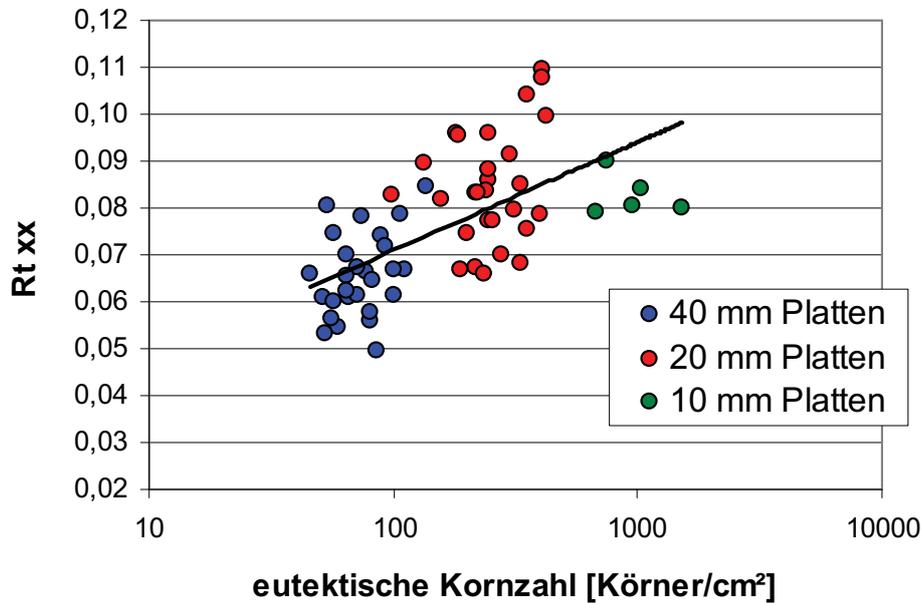


Bild 146: Zusammenhang zwischen der eutektischen Kornzahl [Körner/cm²] und der Lage der ZDW-Festigkeit auf der Spannungs/Dehnungs-Kurve

Das Ergebnis zeigt, dass mit zunehmender eutektischer Kornzahl (höhere Abkühlgeschwindigkeit und/oder wirkungsvollere Impfung) die Lage der ZDW-Festigkeit hin zu höheren Totaldehnungen wandert (Bild 146).

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die ermittelten Zug/Druck-Wechselfestigkeiten bis auf wenige Ausnahmen im in der Literatur angegebenen Streufeld (Zug/Druck-Wechselfestigkeit = 0,26 bis 0,35 mal Zugfestigkeit) liegen. Eine Analyse zeigt, dass die Lage der Zug/Druck-Wechselfestigkeit auf der Spannungs/Dehnungskurve keine Konstante ist, sondern deutlich von der jeweiligen Zugfestigkeit abhängt.

Bei den niederfesten Sorten bewegt sich die Zug/Druck-Wechselfestigkeit in Richtung oberen in der Literatur (siehe Kapitel 3.2, Mechanische Eigenschaften bei zyklischer Beanspruchung von Gusseisen mit Lamellengraphit) angegebenen Grenzbereich (0,35 mal Zugfestigkeit) [39], d. h. die Werkstoffauslastung nimmt zu. Hingegen wandert bei höherfesten Sorten die Zug/Druck-Wechselfestigkeit in Richtung unteren in der Literatur angegebenen Grenzbereich (0,26 mal Zugfestigkeit) und damit verbunden verschlechtert sich die Werkstoffauslastung.

Bei einer Analyse der Wanddickenabhängigkeit der Zug/Druck-Wechselfestigkeit zeigt sich, dass die Zug/Druck-Wechselfestigkeit bei gleicher Zugfestigkeit bei der Platte mit einer Wandstärke von 20 mm immer über der Platte mit einer Wandstärke von 40 mm liegt, was mit Bestimmtheit eine Folge der unterschiedlichen eutektischen Kornzahl und damit verbunden der verschiedenen Länge der Graphitlamellen ist.

6.7 Die Erstarrungsdauer der Plattenproben

Es wurde versucht, eine Schnittstelle für eine eventuelle zukünftige Verwendung der ermittelten Werkstoffdaten in Simulationsberechnungen herzustellen. Zu diesem Zwecke wurden die mit MAGMA-Soft berechneten, mit den mit Hilfe von Thermoelementen gemessenen Abkühlgeschwindigkeiten, verglichen. Die Ergebnisse zeigen, dass die Kurvenverläufe der gemessenen und berechneten Abkühlgeschwindigkeiten, sowohl bei den 40 als auch 20 mm dicken Platten, ähnlich sind. Die gemittelten berechneten Abkühlgeschwindigkeiten bis zur vollständigen Erstarrung betragen in Probenmitte (Feinzugposition 5) bei der 40 mm Platte 0,17 [°C/s] und bei der 20 mm Platte 0,3 [°C/s]. Hingegen betragen die gemittelten gemessenen Abkühlgeschwindigkeiten bis zur vollständigen Erstarrung in Probenmitte (Feinzugposition 5) bei der 40 mm Platte 0,12 [°C/s] und bei der 20 mm Platte 0,26 [°C/s]. Auffällig ist, dass nach der vollständigen Erstarrung die berechnete Abkühlgeschwindigkeit, sowohl bei den 40 als auch 20 mm dicken Platten, deutlich über der gemessenen liegt (siehe Bilder 137 und 138, Kapitel 5.5, Die Erstarrungsdauer der Plattenproben).

Eine mögliche Erklärung für dieses Phänomen wäre die sich durch die Kontraktion ausbildende Spaltbildung, welche isolierend wirkt und bei der Berechnung nicht berücksichtigt wurde.

Somit wäre eine erste Schnittstelle zwischen Simulation und den im Zuge dieser Arbeit gewonnenen Daten geschaffen. Ziel sollte es sein, die vorhandenen Werkstoffdaten in die Simulationsrechnung einfließen zu lassen.

7 **Ausblick**

Im Zuge dieser Arbeit wurde die Relevanz der einzelnen Gefügeparameter (eutektische Kornzahl, Ferritanteil in der Matrix, Länge der Graphitlamellen, Teilchendichte) auf die Spannungs/Dehnungskurve und des Weiteren auf die Zug/Druck-Wechselfestigkeit erforscht. Es wurde die Signifikanz des Einflusses der jeweiligen Gefügeparameter auf die Zug/Druck-Wechselfestigkeit herausgearbeitet und ein umfangreicher Datenpark für Gusseisen mit Lamellengraphit hinsichtlich Gefügeparameter, Zugfestigkeit, Härte, Tangenten- und Sekantenmodul und chemische Zusammensetzung aufgebaut.

Weiters wurde ein verbessertes Verfahren gegenüber der herkömmlichen näherungsweise Berechnung aus der Zugfestigkeit zur Abschätzung der Zug/Druck-Wechselfestigkeit aus den im Feinzugversuch ermittelten Dehngrenzen und der Zugfestigkeit (oder alternativ den eutektischen Kornzahlen) entwickelt.

Die den Berechnungsprogrammen hinterlegten Werkstoffdaten können als Schwachpunkt der Berechnung betrachtet werden. Es wurde in dieser Arbeit ein sehr umfangreicher Datenpark für Gusseisen mit Lamellengraphit aufgebaut. Ziel der weiteren Arbeiten muss es sein, die vorhandenen Werkstoffdaten in die Berechnungsprogramme zu implementieren und somit einen entscheidenden Schritt zur Verbesserung der Güte der Ergebnisse der numerischen Festigkeitsberechnungen für Graugussbauteile beizutragen.

8 Literaturverweis

¹ Piowarsky, E.: Gusseisen, Springer Verlag, Berlin/Göttingen/Heidelberg, 1958

² Metzloff, E., Long-Ying Fang: Der Elastizitätsmodul von graphitischen Gusseisen, konstruieren und giessen 23, 1989, Nr. 4, S 8 – 13

³ Stefanescu, D., M., Loper, R., C: Effect of Lanthanum and Cerium on the structure of eutectic cast iron, AFS Transactions, Vol. 89, 1981

⁴ Hideo Nakae, Hochul Shin: Effect of graphite morphology on tensile properties of flake graphite cast iron, Materials Transactions, Vol. 42, No. 7 (2001) pp. 1428 to 1434.

⁵ Haibach, E.: Betriebsfestigkeit, VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1989

⁶ Blumauer, H.: Werkstoffprüfung, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1958

⁷ Hück, M.: Ein verbessertes Verfahren zur Auswertung von Treppenstufenversuchen, Z. Werkstofftechnik 14, 1983, S 406 - 417

⁸ Hänel, B., Keding, H., Wirthgen G.: Wechselfestigkeit von Flachproben aus Grauguss, FKM, Vorhaben Nr. 183

⁹ Henke, F: Stickstoff im Gusseisen, Giesserei-Praxis, Nr. 12/1968, S. 215 – 222

¹⁰ Mountford, F., A.: The influence of nitrogen on the strength, soundness and structure of grey cast iron, The British Foundryman, April 1966, S. 141 bis 151

¹¹ Volianik, N, Fonderie 175 (1960), S. 307-324

¹² Fang, L., Metzloff, E.: Der Elastizitätsmodul von graphitischen Gusseisen, konstruieren und gießen 23 (1998) Nr.4, S. 8 bis 13

¹³ Nechtelberger, E.: Raumtemperaturkriechen und Spannungsabhängigkeit des E-Moduls von Graugusswerkstoffen, Österreichische Ingenieur und Architekten Zeitschrift, Sonderdruck aus Heft 1, Jahrgang 130 (1985), S. 32-36

¹⁴ Davis, J., R.: Cast Irons, ASM Speciality Handbook, 1996

¹⁵ Metallographisches Ätzen, Gebrüder Bornträger, Berlin Stuttgart, 5 Auflage, S. 99

¹⁶ Persönliche Mitteilung von Dr. Kowalsky, WFO – Treffen, Krakau 2004

¹⁷ Collaud, A., Thieme, J.: Die Zähigkeit von Gusseisen mit Lamellengraphit als Qualitätsmaßstab und neue Wege zu ihrer Erhöhung, Giesserei 14, April 1966, S. 238 bis 250

¹⁸ Mayer, H.: Erzeugung von Gusseisen mit erhöhter Festigkeit und Dehnung durch geeignete Einsatzstoffe und Legierungszusätze, Giesserei 54, Nr.9, 27. April 1967, S. 236 -244

¹⁹ DIN 50100, Ausgabe: 1978-02: Werkstoffprüfung; Dauerschwingversuch, Begriffe, Zeichen, Durchführung, Auswertung

²⁰ Haibach, E.: Betriebsfeste Bauteile, Konstruktionsbücher, Band 38, Springer Verlag, Berlin 1992

²¹ Brunhuber, E.: Giesserei-Lexikon, Fachverlage Schiele & Schön GmbH, 1991

²² Hornbogen, E.: Werkstoffe, Springer Verlag, 1994

- ²³ Wlodawer, R.: Gelenkte Erstarrung von Gusseisen, Giesserei-Verlag G.m.b.H., Düsseldorf, 1977
- ²⁴ Döpp, R., Blankenagel, K.: Beitrag zur thermischen Analyse von Gusslegierungen, Giesserei-Praxis Nr.7-1994, S.141-148
- ²⁵ Hummer, R.: Beurteilung der Lunkerneigung von Gusseisen mit Kugelgraphit mittels Abkühl- und Längenänderungskurven, Giesserei-Praxis Nr. 9/10-1989, S.142-151
- ²⁶ Moderne Technologie zur Herstellung von Gusseisen mit Lamellengraphit, VDG-Seminar, 8/9 Juli 2003, Düsseldorf
- ²⁷ Röhrig, K: Ferritisierung und Perlitisierung in grauen Gusseisenwerkstoffen, Giesserei-Praxis Nr.8/1988, S. 101-114
- ²⁸ Schumann, H.: Metallographie, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie
- ²⁹ Liesenberg, O., Wittekopf, D.: Stahlguss und Gußeisenlegierungen, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig-Stuttgart, 1992.
- ³⁰ Werkstoffkunde und Werkstofftechnik des Gusseisens, Seminar-Österreichisches Giesserei-Institut, 26/27 November 1997, Wels
- ³¹ Norm, DIN EN ISO 945, Gusseisen, Bestimmung der Mikrostruktur von Graphit
- ³² Norm, DIN EN 1561, Gießereiwesen, Gusseisen mit Lamellengraphit
- ³³ Houdremont, E.: Sonderstahlkunde, Springer Verlag, 1935, S.182 ff

- ³⁴ Müller, H., Schönfeld, F.: Gusseisenwerkstoffe mit Lamellen- oder Vermiculargraphit für Kurbelgehäuse und Zylinderköpfe in Nutzfahrzeug Dieselmotoren, konstruieren und gießen 28 (2003) Nr.3, S. 5 -11
- ³⁵ Caspers, H.: Wie gut ist Gusseisen mit Lamellengraphit wirklich?, konstruieren und gießen 29 (2004), Nr.4, S.13-18
- ³⁶ Pusch, G.: Bruchmechanische Beurteilung des gefügeabhängigen Rissausbreitungswiderstandes bei statischer und zyklischer Beanspruchung, Giessereitechnik 36 (1990), S. 115–120
- ³⁷ Liesenberg, Ohser, J.: Die Beziehung zwischen der Zugfestigkeit und der Graphitbildung von Gusseisen mit Lamellengraphit, Giessereitechnik 29 (1983), S. 106-10
- ³⁸ Gerber, W., Sets, W., Ohser, J.: Bildanalytische Klassifikation von Lamellengraphit im Gusseisen, Giessereiforschung 54 (2002) Nr. 3, S.91-96
- ³⁹ Deike, R., Engel A. und andere; Gusseisen mit Lamellengraphit – Eigenschaften und Anwendung, Zentrale für Gussverwendung, S. 26-28
- ⁴⁰ Glaß, W.: Statische und dynamische Festigkeitswerte zeigen das mögliche Potential von unlegiertem Gusseisen mit Lamellengraphit, konstruieren und gießen 29 (2004), Nr.3, S. 12-15
- ⁴¹ Sternkopf, J.: Dauerfestigkeit von Gusseisenwerkstoffen bei Schwingspielzahlen $> 10^7$, konstruieren und giessen 19, (1994), Nr. 3, S.21-35
- ⁴² Hasse, S.: Giesserei Lexikon 2001, Schiele und Schön, November 2000

- ⁴³ Wernig, H.: Gusseisen mit Lamellengraphit – Eigenschaften und Anwendungen, Zentrale für Gussanwendung im Deutschen Gießereiverband, Nachdruck aus konstruieren und giessen 25 (2000) Nr. 2
- ⁴⁴ Hachenberg, H., Kowalke, J.: Gusseisen mit Kugelgraphit, Zentrale für Gussanwendung im Deutschen Gießereiverband, Nachdruck aus konstruieren und giessen 13 (1988) Nr.1, S. 4-6
- ⁴⁵ Lampic-Opländer, M.: Gusseisen mit Vermiculargraphit, Giesserei-Praxis 2001, Nr. 1, S. 17-22
- ⁴⁶ Horstmann, D.: Das Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 5. Auflage 1985
- ⁴⁷ Czikel, J., Köchling, H.: Über das Lunkerverhalten von grauem Gusseisen, Freiburger Forschungshefte, 1958, B 30 – II, S.12-21
- ⁴⁸ Röhrig, K.: Niedriglegierte Gusseisenwerkstoffe, Giesserei-Praxis (1982), 1/2, S. 1-6
- ⁴⁹ Röhrig, K.: Niedriglegierte graphitische Gusseisenwerkstoffe – GGG, GGV und GGG – Eigenschaften und Anwendungen, konstruieren und giessen 12 (1987), S. 29 – 47
- ⁵⁰ Heller, P., Jungbluth, H.: Die chemische Zusammensetzung des grauen Gusseisens und seine Zugfestigkeit, Giesserei 42, 1955, 10, S. 255 – 257
- ⁵¹ Catalina, A, Guo, X.: Prediction of Room temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Castings. AFS Transactions 00-72, S. 247-257
- ⁵² Pries, H., Helmke, E.: Einsatz der quantitativen Bildanalyse zur Bestimmung der Porengehalte in Aluminiumdruckgussteilen, Giesserei 88 (2001), Nr. 12, S. 49 - 55

- ⁵³ Ohser, J., Lorz U.: Quantitative Gefügeanalyse, Theoretische Grundlagen und Anwendungen, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Leipzig – Stuttgart, 1994, S. 91-94
- ⁵⁴ Skocovsky, P., Podrabsky, T.: Colour Metallography of Ferrous Alloys, Zilinska univerita v. Ziline v. EDSI – vydavatel stve ZU, 2001
- ⁵⁵ Bain, E., Viella, J.: Austenitic Grain Size in Steel, Metals Handbook, 1948 Edition, S.399-406
- ⁵⁶ Norm, DIN EN 10002-1, Zugversuch – Prüfverfahren bei Raumtemperatur
- ⁵⁷ Norm, DIN 50125, Zugproben
- ⁵⁸ Norm, DIN EN ISO 7500-1, Prüfung und Kalibrierung von Zug-Druckprüfmaschinen
- ⁵⁹ Kerber, H., Nechtelberger, E., Dynamische Werkstoffeigenschaften von Gusswerkstoffen, FFF-Bericht 1/907, 1994.
- ⁶⁰ Norm, ÖNORM EN ISO 6506-1, Metallische Werkstoffe, Härteprüfung nach Brinell.
- ⁶¹ Wolters, D., Wärmebehandlung von Bauteilen aus Gusseisen mit Lamellen- und Kugelgraphit, konstruieren und giessen 21, Nr.2, 1996, S.4-20
- ⁶² Neumann, F., Schenk, H., Patterson, W., Eisen-Kohlenstoff-Legierungen in thermodynamischer Betrachtung, Giesserei 46 (1959), Nr. 5, S.120
- ⁶³ Schwenkel, S., Döpp, R., Einfluss von Si, Mn, S, P, Cu, Ni, Cr, Mo und Al auf das eutektische Erstarrungsintervall von Fe-C-Gusslegierungen, Giessereiforschung 56 (2004), Nr.3, S.110-115.

- ⁶⁴ Schwenkel, S., Döpp, R., Contribution to the influence of chemical composition and cooling conditions on the eutectic solidification range of Fe-C-X-melts, *Materials Science and Engineering A* 413-414 (2005), S.334-338
- ⁶⁵ Patterson, W., Döpp, R., Betriebsnomogramm für Grauguss, *Giesserei* April 1960, S. 175-180
- ⁶⁶ Döpp, R., Verbessertes Betriebsschaubild für Gußeisen mit Lamellengraphit, *Giesserei* 66 (1979), Nr.2, S.40-43
- ⁶⁷ Grundig, W., Über den Elastizitätsmodul E_0 der graphithaltigen Eisengusswerkstoffe, *Giesstechnische wissenschaftliche Beihefte*, Nr.8, 1956, S.809-814
- ⁶⁸ Collaud, A., Strukturelle Anisotropie, mechanisches Verhalten und Normung von Grauguss, *Giesstechnische wissenschaftliche Beihefte*, Nr.6, 1954, S.709-726
- ⁶⁹ Pohl, D., Über die Festigkeitseigenschaften von Gusseisen, *Giesserei-Forschung* 23, 1967, S.191-196
- ⁷⁰ Löhe, D., Vöhringer, O., Die Verformungsabhängigkeit des Elastizitätsmoduls von Gusseisenwerkstoffen zwischen 20 und 600°C, *Giesserei – Forschung*, 36. Jahrgang 1984, Heft 2, S.43 – 52.
- ⁷¹ Grüter, L., Elastizitätsmodul und Gefüge von Gusseisen, *Zeitschrift für Metallkunde*, Band 68 (1977) Heft 1, S. 52 – 57.
- ⁷² Bauer, W., Nechtelberger, E., Neuere Untersuchungen zur Wanddickenabhängigkeit der Stückfestigkeit von unlegiertem Gusseisen mit Lamellengraphit, *Giesserei-Rundschau* 35 (1988), Nr.11 und 12, S. 10 – 15.

- ⁷³ Bauer, W., Nechtelberger, E., Eigenschaftsnomogramm für Gussstücke aus unlegiertem Gusseisen mit Lamellengraphit, Giesserei-Praxis, Nr. 4, 1989, S.37-38.
- ⁷⁴ Bauer, W., Nechtelberger, E., New Investigations on the Relationship between Wall Thickness and Strength of Unalloyed Cast Iron with Flake Graphite, AFS Transactions, Vol.99, 1991, S. 125 – 131.
- ⁷⁵ Pusch, G., Trubitz, P., Bestimmung der elastischen Konstanten von Gußeisenwerkstoffen, Konstruieren und giessen 26, 2001, Nr.3, S. 4-15
- ⁷⁶ Hänel, B., Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile, FKM-Forschungsheft 183-2.
- ⁷⁷ Data Handbook for Grey Cast Iron, The Castings Development Centre, Birmingham, 1997.
- ⁷⁸ Eichseder, W., Skriptum zu Betriebsfestigkeit 1, Montanuniversität Leoben, Institut für Allgemeinen Maschinenbau.
- ⁷⁹ Exner, J., Cech, J., Rusin, K., Fatigue properties of dynamically stressed automobile grey iron castings, Giesserei-Forschung, 35. Jahrgang, 1983, Heft 3, S.69-79
- ⁸⁰ Mitchell, M., Effects of Graphite Morphology, Matrix Hardness and Structure on the Fatigue Resistance of Grey Cast Iron, SAE Transactions (1975), Paper No. 750198
- ⁸⁰ Ikawa, K., Ohira, G., Fatigue Properties of Cast Iron in Relation to Graphite Structure, AFS Cast Metal Research Journal, Vol. 3, No. 1, 1967, S. 11-21.
- ⁸¹ Sachar, H., Wallace, J., Effect of Microstructure and Testing Mode on the Fatigue Properties of Grey Iron, AFS Transactions, Vol. 130, 1982, S.777-793.

⁸² Alex, J., Ein Materialmodell für Teile von historischen Gusseisenkonstruktionen, konstruieren und giessen 31, 2006, Nr. 3, S. 22-29.

⁸³ Patterson, W., Dietzel, G., Zusammenhänge zwischen chemischer Zusammensetzung, Schmelzbehandlung und Eigenspannungen bei Gusseisen mit Lamellengraphit, Giesserei, technisch-wissenschaftliche Beihefte, 18 (1966), S.165-178.

⁸⁴ Schröder, H., Untersuchungen zur Mechanik des Gusseisens, Giesserei-Forschung, 22. Jahrgang 1970, Heft 2, S. 1-13.

⁸⁵ Tauscher, H., Dauerfestigkeit von Stahl und Gusseisen, VEB Fachbuchverlag, Leipzig 1982

⁸⁶ Underwood, E, E; Quantitative Stereology, Addison-Wesly, Reading MA, 1970

9 Zeichenerklärung

Sc	Sättigungsgrad
X	Schätzwert für den Mittelwert der Grundgesamtheit
X ₀	unterste in die Auswertung einbezogene Stufe
D	Stufensprung
k	Hilfsgröße bei der Berechnung von s
F	$\sum f_i$
A	$\sum i \cdot f_i$
B	$\sum i^2 \cdot f_i$
P _ü	Überlebenswahrscheinlichkeit
σ	Standardabweichung der Grundgesamtheit
s	Schätzwert für die Standardabweichung der Grundgesamtheit
s _m	Standardfehler des Mittelwertes
s _s	Standardfehler der Standardabweichung
K ₁	Fraktile zur Ermittlung des Vertrauensbereichs
K ₂	Fraktile zur Ermittlung der Überlebenswahrscheinlichkeit
C _m	Faktor zur Abschätzung des Standardfehlers des Mittelwertes
C _s	Faktor zur Abschätzung des Standardfehlers der Standardabweichung
ρ_{misch}	Dichte der Probe (Mischdichte aus Matrix und Graphit)
ρ_{Matrix}	Dichte der Matrix
ρ_{Graphit}	Dichte des Graphits
m _{Probe}	Masse der Probe
m _{Matrix}	Masse der Matrix in der Probe
m _{Graphit}	Masse des Graphits in der Probe
σ_{ZD}	Zug/Druck-Wechselfestigkeit
R _m	Zugfestigkeit
DL	Länge der Dendriten
Z	Anzahl der eutektischen Zellen
HB	Brinellhärte
E ₀	Elastizitätsmodul im Ursprung

Etan	Tangentenmodul
Esek	Sekantenmodul
C _G	Graphitgehalt in Masse%

Tafelanhang 1a: Statische Eigenschaften und Gefügeauswertungen (die Daten in den leeren Feldern wurden nicht bestimmt)

Schm. Nr.:	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	Feinzugversuch														Feinzugversuch in Position 5										Matrixgefüge				
			Feinzugversuch [MPa]														eut. Körner/ cm ²	Teil- chen/ cm ²	% Graphit bildan.	Menge, Anordnung und Länge des Lamellengraphits					Sehnenlänge Gr. [µm]					Ferrit %	Perlit MH
			Pos.	R _m	R _{t0,05}	R _{t0,07}	R _{t0,09}	R _{t0,12}	R _{t0,14}	A _t	%	A	B	D	E	%				max	MW 5	MW 10	MW 20								
2	73	40	6	224	51,2	68,6	84,3	104,9	116,6	0,85						29		10,6	73	0	8	20	503	365	325	278	0,0	320			
	72	20	6	285	58,0	79,0	98,7	125,7	141,6	0,72						144		9,5	73	0	8	20	320	244	225	200	0,0	284			
	78	40	6	269	53,4	72,2	89,8	113,8	128,1	1,02						77		10,0	75	0	0	25	513	382	322	272	0,5	283			
	77	20	6	378	64,6	88,3	110,7	142,0	160,9	1,46						330		9,8	80	0	0	20	243	235	215	193	0,0	343			
	76	10	6	405	65,2	88,6	110,9	142,6	162,2	1,38						950		9,7	70	0	0	30	193	179	170	151	0,0	325			
	83	40	6	192	41,2	54,6	66,8	83,2	93,0	0,88						64		11,8	100	0	0	0	471	415	380	332	1,5	301			
	82	20	6	266	50,4	67,9	84,2	106,5	119,8	1,10						217		11,1	100	0	0	0	379	310	286	207	0,5	298			
4	81	10	6	294	53,4	70,7	86,9	109,5	123,2	1,11						748		10,7	50	50	0	0	240	229	207	188	0,5	329			
	88	40	6	201	43,4	57,4	70,4	88,0	98,6	0,79						89		11,8	100	0	0	0	432	364	336	300	0,5	310			
	87	20	6	300	52,3	70,8	88,2	112,5	127,4	1,24						311		10,5	100	0	0	0	326	314	277	240	0,0	319			
	86	10	6	361	59,7	79,0	97,5	123,3	139,3	1,52						1520		10,9	100	0	0	0	197	184	163	162	0,0	301			
	131	40	5	153	44,2	57,1	67,7	80,2	86,8	1,47						85															
	130	20	5	226	53,8	71,0	85,8	104,2	114,1	1,56						245															
	135	40	5	153	45,3	58,6	69,5	82,4	89,2	1,07						60															
5	134	20	5	237	55,8	73,5	89,0	108,3	119,0	1,46						188															
	139	40	5	240	54,3	72,3	88,6	109,9	122,1	0,88						82															
	138	20	5	293	57,8	78,3	97,0	122,5	137,4	1,01						255															
	143	40	5	242	54,0	72,5	89,5	112,0	125,1	0,69						92															
	142	20	5	272	55,0	73,5	90,3	113,1	126,4	1,23						199															
	149	40	5	237	56,1	75,0	91,9	113,9	126,5	0,77						72															
	148	20	5	329	63,3	86,1	107,2	135,7	152,6	1,17						396															
6	156	40	5	241	54,8	72,4	88,0	108,1	119,3	1,25						111															
	155	20	5	306	58,3	78,4	97,2	122,0	136,4	1,49						279															
	154	10	5	331	58,2	77,8	96,3	121,8	136,9	1,56						1030															

Tabelle 1b: Statische Eigenschaften und Gefügeauswertungen (die Daten in den leeren Feldern wurden nicht bestimmt), ^{*)1} Gusszustand, ^{*)2} austenitisieren und abkühlen in einem isolierenden Stein, ^{*)3} austenitisieren und abkühlen in ruhender Luft, ^{*)4} austenitisieren und abkühlen unter Pressluft

Schm. Nr.:	Probe Nr.	Plattendicke [mm]	Feinzugversuch											Feinzugversuch in Position 5				Matrixgefüge					
			[MPa]						[%]					eut. Körner/ cm ²	Teilchen/ cm ²	% Graphit bildan.	Menge, Anordnung und Länge des Lamellengraphits			Ferrit %	Perlit MH		
			Pos.	R _m	R _{t0,05}	R _{t0,07}	R _{t0,09}	R _{t0,12}	R _{t0,14}	A _t	R _t	%	%				%	max	MW 5			MW 10	MW 20
7a ^{*)1}	162	40	5	209	49,3	65,2	79,6	98,5	109,4	0,74	52	9,4	83	0	0	18	674	505	429	362	0,0	292	
	161	20	5	283	55,3	74,5	92,3	116,3	130,7	1,04	219	8,9	83	0	0	18	505	343	292	254	0,0	273	
	160	10	5	313	50,6	69,7	87,8	113,0	128,5	1,06	680	9,3	83	0	0	18	284	245	215	190	0,0	298	
	171	40	5	160	44,7	58,2	69,5	83,0	90,3	2,22	56		83	0	0	18	674	505	429	362	40,0	293	
	167	20	5	214	53,1	70,4	85,4	103,7	113,4	1,87	353		83	0	0	18	505	343	292	254	35,0	275	
7b ^{*)2}	166	10	5	234	50,8	68,0	83,8	105,1	117,2	1,25	845		75	0	8	18	284	245	215	190	25,0	304	
	165	40	5	187	48,1	62,9	76,1	92,4	101,5	0,82	66		83	0	0	18	674	505	429	362	20,0	284	
	164	20	5	287	56,3	75,6	92,9	115,6	129,0	1,37	244		83	0	0	18	383	351	310	262	15,0	292	
	163	10	5	281	56,1	74,2	90,9	113,1	126,1	1,33	530		83	5	0	13	301	253	227	204	10,0	300	
	168	40	5	230	48,4	63,9	77,9	96,6	107,8	0,77	57		83	0	0	18	674	505	429	362	10,0	326	
7d ^{*)4}	170	20	5	319	55,8	75,1	93,2	118,2	133,4	0,98	216		83	0	0	18	505	343	292	254	7,0	331	
	169	10	5	339	57,8	76,8	94,6	119,8	135,8	0,88	700		83	5	0	13	284	245	215	190	5,0	307	
	199	40	5	208	51,0	67,6	82,7	102,7	114,2	0,53	44	31686	8,6	75	0	13	684	514	427	353	0,0	298	
	198	20	5	267	54,9	73,7	91,1	114,9	128,9	0,78	135	29482	8,8	70	13	0	18	587	487	427	347	0,0	301
	197	10	5	301	56,7	76,4	95,1	121,5	137,7	0,70	375	101302	8,0	55	13	10	23	255	227	198	172	0,0	324
8	192	40	5	224	48,4	64,4	79,0	98,2	109,2	0,92	54	29916	9,9	83	0	0	18	599	515	464	389	0,0	283
	191	20	5	300	59,2	79,5	98,5	124,3	139,6	1,04	212	38063	9,3	88	0	0	13	359	309	289	254	0,0	288
	190	10	5	342	54,9	74,9	93,4	119,2	135,0	1,38	1450	81235	8,3	70	18	0	13	194	177	167	156	0,0	267
	201	40	5	241	51,6	69,3	85,7	107,6	120,5	0,74	57	30083	8,9	88	0	0	13	790	516	422	346	0,0	281
	200	20	5	317	59,1	80,1	100,0	127,5	144,2	0,91	352	38764	8,1	83	0	0	18	439	319	280	241	0,0	312
9	194	40	5	229	50,1	66,7	81,9	102,1	113,9	0,75	80	31352	9,2	83	0	0	18	588	500	441	267	0,0	296
	193	20	5	308	59,9	80,8	100,4	127,3	143,2	0,96	245	34223	8,1	88	0	0	13	341	297	270	237	0,0	273
	226	40	5	177	43,6	57,4	69,6	85,1	93,8	0,95	53	22554	10,8	90	0	0	10	704	590	545	495	0,0	
	225	20	5	221	50,3	66,9	82,0	101,4	112,6	0,91	158	28105	10,9	85	0	0	15	579	439	396	357	0,0	
	230	40	5	210	48,6	64,3	78,4	96,7	107,3	0,97	71	27493	11,3	90	0	0	10	732	575	521	462	0,0	
9	229	20	5	281	57,6	77,3	95,5	119,7	133,8	1,12	245	34974	10,3	85	0	0	15	351	334	316	284	0,0	
	235	40	5	173	45,5	59,5	71,8	87,3	95,9	0,78	25	63489	10,2	35	15	40	10	507	457	422	370	5,0	
	234	20	5	226	52,9	70,5	86,8	108,2	120,4	0,64	98	50601	10,6	50	30	0	20	420	362	334	299	3,0	
	237	40	5	189	49,2	64,9	78,8	96,8	107,1	0,59	47	39917	9,7	75	0	15	10	530	488	433	386	0,0	
	236	20	5	274	55,6	74,7	92,3	115,8	129,4	1,09	299	33063	9,1	85	0	0	15	417	347	321	292	0,0	

Tafelanhang 1c: Statische Eigenschaften und Gefügeauswertungen (die Daten in den leeren Feldern wurden nicht bestimmt)

Schm. Nr.:	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	Feinzugversuch in Position 5																	Matrixgefüge		
			Feinzugversuch										Teil- chen/ cm ²	Menge, Anordnung und Länge des Lamellengraphits						Ferrit %	Perlit MH	
			[MPa]											% Graphit bildan.	% Sehnennlänge Gr. [µm]		MW 10	MW 20				
			Pos.	R _m	R _{t0,05}	R _{t0,07}	R _{t0,09}	R _{t0,12}	R _{t0,14}	At	%	A			B	D			E			max
10	243	40	5	220	51,3	68,5	84,0	104,3	115,7	0,75	0,75	11,6	85	0	0	15	722	564	481	427	0,0	
	242	20	5	261	54,5	73,4	90,7	113,6	126,8	0,93	0,93	12,1	85	0	0	15	451	381	343	310	0,0	
	248	40	5	206	47,8	63,3	77,3	95,3	105,4	1,00	1,00	11,8	90	0	0	10	582	529	494	442	2,0	
	247	20	5	266	57,0	76,5	94,6	118,5	132,4	0,83	0,83	12,7	85	0	0	15	474	404	374	344	0,0	
	253	40	5	167	45,8	60,4	72,8	88,3	96,9	0,61	0,61	12,9	30	35	35	0	623	534	482	417	7,0	
11	252	20	5	234	53,6	71,5	87,3	107,7	119,5	0,93	0,93	13,7	70	30	0	0	460	351	308	275	5,0	
	336	40	5	150	43,4	55,5	66,0	79,7	86,1	0,75	0,75	13,1	70	0	20	10	571	535	493	460	5,0	
	335	20	5	208	49,9	66,0	80,4	100,3	109,7	0,82	0,82	13,7	70	0	20	10	588	530	462	388	2,0	
	338	40	5	191	47,2	62,3	75,7	94,1	102,8	0,82	0,82	14,3	80	0	0	20	623	515	400	362	3,0	
	337	20	5	255	53,4	71,8	88,7	112,4	123,9	1,02	1,02	12,3	85	0	0	15	537	466	408	362	0,0	
12	343	40	5	219	52,0	69,5	85,3	107,7	118,4	0,63	0,63	10,9	80	0	0	20	619	573	530	471	0,0	
	342	20	5	284	58,4	78,4	97,0	123,2	136,4	0,93	0,93	11,5	80	0	0	20	407	394	362	327	0,0	
	348	40	5	198	49,3	65,2	79,5	99,5	109,1	0,59	0,59	10,3	90	0	0	10	845	668	594	526	0,0	
	347	20	5	267	58,0	77,4	95,4	120,7	133,7	0,70	0,70	10,3	85	0	0	15	576	402	360	322	0,0	
	353	40	5	178	45,9	60,6	73,5	90,7	98,7	0,73	0,73	10,9	80	0	0	20	778	578	518	467	3,0	
14	352	20	5	215	49,3	65,8	80,7	101,1	110,4	0,86	0,86	10,7	90	0	0	10	525	417	371	333	0,0	
	402	40	5	227	51,1	68,3	84,1	106,8	118,0	0,61	0,61	11,2				616	530	475	429	0,0		
	401	20	5	274	56,4	75,7	93,9	119,7	133,1	0,70	0,70	12,4				534	382	350	321	0,0		
	406	40	5	381	72,8	99,7	125,6	162,8	183,5	0,76	0,76					230	205	189	173	0,0		
	405	20	5	472	76,0	105,4	134,3	178,2	202,6	0,87	0,87					199	188	173	160	0,0		
15	475	40	5	217	48,6	64,8	79,7	101,0	111,5	0,60	0,60		80	0	20	0	675	633	547	457	0,0	
	474	20	5	313	57,1	77,6	96,5	124,4	138,1	1,12	1,12		90	0	0	10	350	307	288	272	0,0	
	479	40	5	249	50,4	67,8	83,8	106,6	117,5	0,99	0,99		90	0	0	10	624	516	457	407	0,0	
	478	20	5	353	60,2	81,7	102,1	131,9	147,4	1,30	1,30		90	0	0	10	450	367	335	298	0,0	
	483	40	5	285	53,6	72,5	90,1	116,5	129,0	0,92	0,92		85	0	0	15	494	464	435	395	0,0	
482	20	5	385	62,5	85,2	107,0	139,1	166,3	1,32	1,32		90	0	0	10	456	356	316	286	0,0		

Tafelanhang 1d: Statische Eigenschaften und Gefügeauswertungen (die Daten in den leeren Feldern wurden nicht bestimmt)

Schm. Nr.:	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	Feinzugversuch in Position 5													Matrixgefüge									
			Feinzugversuch						eut. Körner/ cm ²	Teil- chen/ cm ²	Menge, Anordnung und Länge des Lamellengraphits					Ferrit %	Perlit MH								
			Pos.	[MPa]			[%] At	% Graphit bildan.			A	B	D	E	Sehnenlänge Gr. [µm]										
				R _m	R _{t0,05}	R _{t0,07}									R _{t0,09}			R _{t0,12}	R _{t0,14}	max	MW 5	MW 10	MW 20		
16	538	20	5	311	60,3	81,3	101,1	107,1	129,4	143,8	1,02	424	37671	90	0	0	10	406	315	290	270	0,0			
	539	20	5																						
	540	20	5																						
	541	20	5																						
	542	20	5																						
	543	20	5																						
	546	40	5	225	52,4	69,5	85,1	107,1	117,4	143,8	1,02	75	34382	85	0	0	15	499	468	427	392	0,0			
547	40	5																							
548	40	5																							
551	40	5																							
552	40	5																							
553	40	5																							
556	20	5	255	52,6	70,4	86,8	109,8	121,1	143,8	1,09	301	32078	90	0	0	10	391	366	339	313	0,0				
557	20	5																							
558	20	5																							
559	20	5																							
560	20	5																							
561	20	5																							
564	40	5	202	47,5	62,9	76,7	95,9	104,8	121,1	0,84	65	27329	90	0	0	10	832	610	533	465	2,0				
565	40	5																							
566	40	5																							
569	40	5																							
570	40	5																							
571	40	5																							
729	40	5	125	41,4	54,0	64,5	77,3	82,4	96,8	2,94		23177	90	0	0	10	561	537	508	464	67,0				
728	20	5	192	50,4	66,4	79,8	96,8	104,4	121,1	1,65		29419	90	0	0	10	436	397	356	323	37,0				
733	40	5	132	43,4	56,5	67,3	80,4	85,8	96,8	3,54		26102	85	0	0	15	613	517	454	396	69,0				
732	20	5	194	51,1	67,4	81,3	98,8	106,6	121,1	1,63		33678	85	0	0	15	613	402	358	324	41,0				
737	40	5	118	42,8	55,8	66,4	79,4	84,5	96,8	0,53		31244	90	0	0	10	548	498	449	399	67,0				
736	20	5	237	52,8	70,0	85,2	105,4	115,1	130,2	1,56		29144	90	0	0	10	536	473	409	351	15,0				

Tafelanhang 1e: Statische Eigenschaften und Gefügeauswertungen (die Daten in den leeren Feldern wurden nicht bestimmt)

Schm. Nr.:	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	Feinzugversuch														Feinzugversuch in Position 5				Matrixgefüge		
			Feinzugversuch										eut. Kömer/ cm ²	Teil- chen/ cm ²	Menge, Anordnung und Länge des Lamellengraphits				Ferrit	Perlit			
			Pos.	[MPa]					[%]	At	% Graphit bildan.	% A			% B	% D	% E	Sehnenlänge Gr. [µm]			%		
				R _m	R _{t0,05}	R _{t0,07}	R _{t0,09}	R _{t0,12}										R _{t0,14}				MW 5	MW 10
19	769	40	5	249	53,4	71,5	88,1	111,2	122,3	1,01	67	29302	90	0	0	10	696	586	494	416	0,0	0,0	
	768	20	5	328	59,6	81,4	101,8	131,2	146,1	1,29	173	30136	90	0	0	10	663	547	461	393	0,0	0,0	
	773	40	5	253	54,6	73,2	90,1	113,8	125,3	1,05	63	25044	95	0	0	5	478	423	400	369	0,0	0,0	
	772	20	5	344	62,4	84,9	106,2	136,5	152,3	1,42	260	33936	95	0	0	5	282	274	266	250	0,0	0,0	
	779	40	5	230	52,9	70,7	86,9	109,3	120,3	0,77	52	33028	90	0	0	10	490	437	405	371	0,0	0,0	
20	778	20	5	333	60,2	81,6	102,0	131,3	146,3	1,41	312	31319	95	0	0	5	382	373	359	327	0,0	0,0	
	777	40	5	271	56,1	75,6	93,8	120,1	133,4	0,75	70	29019	90	0	0	10	512	442	400	359	0,0	0,0	
	776	20	5	365	62,9	85,6	107,1	138,6	155,1	1,36	285	37428	90	0	0	10	334	284	265	247	0,0	0,0	
	789	40	5																				
	788	20	5	232	51,3	69,9	87,1	112,3	124,2	0,63													
Kokillenguss	791	40	5																				
	790	20	5	259	51,7	70,2	87,5	112,5	124,4	0,97													
	FZV1		1	257	58,3	77,2	94,3	116,8	130,1	0,78			9,8	40	0	0	60	267	209	187	170	0,0	294
	FZV2		2	231	54	71,3	87	107,5	119,3	0,70			10,5	70	0	0	30	347	286	266	238	0,0	281
	FZV3		3	205	50,5	66,7	81,1	99,7	110,6	0,61			10,5	70	0	0	30	455	388	351	285	0,0	293
FZV4		4	185	47,3	62,4	75,7	92,8	102,7	0,57			9,2	65	0	0	35	627	417	415	351	0,0	296	
FZV5		5	198	48,6	64,2	78,1	95,9	106,2	0,67			10,8	35	0	65	0	572	479	427	343	0,0	304	

Tafelanhang 2 a: Stufenzugversuch und dynamische Eigenschaften (die Daten in den leeren Feldern wurden nicht bestimmt)

Schm. Nr.:	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	Stufenzugversuch Position 10													ZDWK			ZDW bei Rtxx [%]	
			Pos.	Rm	E0gr.	E0tang	Etang40	mel	E0sek	Esek40	mgcs	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	DLmax	FZV Rand	FZV Mitte	MW			
																		ZDWK		ZDW bei Rtxx [%]
2	73	40	11	260		127,0	115,6	-0,2845	118,8	105,3	-0,3377	73	40	64	0,064	0,065	0,064			
	72	20	11	269	142,8	143,4	136,7	-0,1678	137,8	127,8	-0,2495	72	20	79	0,071	0,070	0,071			
	78	40	11	293	136,8	138,8	132,2	-0,1660	135,5	125,9	-0,2407	78	40	68	0,067	0,066	0,066			
	77	20	11	338	141,9	142,1	136,4	-0,1426	137,3	129,3	-0,1970	77	20	85	0,069	0,067	0,068			
	76	10	11	380	138,0	140,1	134,4	-0,1417	131,1	124,2	-0,1732	76	10	100	0,081	0,080	0,081			
	83	40	11	218	121,2	127,0	115,6	-0,2845	118,8	105,3	-0,3377	83	40	55	0,069	0,071	0,070			
	82	20	11	250	125,4	129,0	119,2	-0,2456	122,7	109,8	-0,3229	82	20	64	0,069	0,066	0,067			
	81	10	11	274	121,8	125,9	116,6	-0,2326	122,1	108,7	-0,3336	81	10	87	0,090	0,090	0,090			
4	88	40	11	237	125,4	129,7	119,3	-0,2586	119,2	107,9	-0,2822	88	40	61	0,074	0,074	0,074			
	87	20	11	259	126,6	130,5	121,6	-0,2239	123,7	112,6	-0,2778	87	20	80	0,079	0,080	0,080			
	86	10	11	309	124,2	124,7	116,9	-0,1957	123,2	111,0	-0,3041	86	10	87	0,081	0,079	0,080			
	131	40	10	137	111,7	119,9	103,6	-0,4067	116,0	89,1	-0,6733	131	40	44	0,049	0,050	0,050			
	130	20	10	226	126,7	129,9	120,5	-0,2334	124,5	109,7	-0,3692	130	20	76	0,078	0,076	0,077			
	135	40	10	144	112,0	117,1	103,6	-0,3356	111,3	89,8	-0,5369	135	40	48	0,055	0,054	0,054			
	134	20	10	238	128,8	130,7	122,5	-0,2050	125,8	112,6	-0,3292	134	20	69	0,069	0,065	0,067			
	139	40	10	219	125,8	131,3	119,0	-0,3065	119,2	106,6	-0,3155	139	40	65	0,068	0,062	0,065			
5	138	20	10	298	132,5	133,9	128,1	-0,1449	127,9	120,9	-0,1746	138	20	83	0,079	0,075	0,077			
	143	40	10	219	123,0	119,2	105,9	-0,3321	114,2	94,7	-0,4882	143	40	70	0,076	0,067	0,072			
	142	20	10	266	129,0	131,2	121,4	-0,2464	120,0	110,0	-0,2510	142	20	78	0,074	0,075	0,075			
	149	40	10	239	130,5	133,4	124,9	-0,2123	126,9	116,4	-0,2623	149	40	74	0,066	0,069	0,068			
	148	20	10	329	136,2	135,4	131,3	-0,1024	141,1	132,0	-0,2275	148	20	93	0,081	0,076	0,079			
	156	40	10	273	131,4	132,4	125,8	-0,1662	125,0	116,7	-0,2080	156	40	69	0,068	0,066	0,067			
6	155	20	10	292	130,8	131,0	124,8	-0,1571	128,4	118,8	-0,2400	155	20	76	0,072	0,068	0,070			
	154	10	10	325	132,0	132,6	126,1	-0,1612	124,1	116,4	-0,1930	154	10	88	0,087	0,081	0,084			

Tafelanhang 2 b: Stufenzugversuch und dynamische Eigenschaften (die Daten in den leeren Feldern wurden nicht bestimmt)

Schm. Nr.:	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	Stufenzugversuch Position 10														ZDWK [MPa] DLmax	ZDW bei R _{txx} [%]		
																		FZV Rand	FZV Mitte	MW
			Pos.	Rm	E0gr.	E0tang	Etang40	mel	E0sek	Esek40	mgcs									
7a*) ¹	162	40	10	206	115,6	123,8	109,6	-0,3534	111,0	96,7	-0,3558	162	40	58	0,061	0,061	0,061			
	161	20	10	252	123,2	128,1	118,0	-0,2524	118,6	107,6	-0,2747	161	20	85	0,084	0,082	0,083			
	160	10	10	301	124,0	126,1	119,4	-0,1675	114,5	107,1	-0,1850	160	10	79	0,078	0,080	0,079			
	171	40	10	150	113,7	119,2	106,0	-0,3321	114,2	94,7	-0,4882	171	40	51	0,054	0,059	0,057			
7b*) ²	167	20	10	216	123,6	125,7	118,4	-0,1825	123,2	109,7	-0,3354	167	20	72	0,079	0,072	0,076			
	166	10	10	248	126,9	130,1	123,0	-0,1771	125,5	110,7	-0,3688	166	10	80	0,083	0,085	0,084			
	165	40	10	175	114,6	122,3	107,7	-0,3651	110,9	93,5	-0,4333	165	40	57	0,060	0,062	0,061			
7c*) ³	164	20	10	267	126,0	127,4	120,4	-0,1749	120,0	109,9	-0,2532	164	20	84	0,092	0,080	0,086			
	163	10	10	281	129,6	130,3	124,2	-0,1541	125,2	115,7	-0,2372	163	10							
	168	40	10	209	115,8	120,7	107,9	-0,3198	111,3	96,5	-0,3701	168	40	57	0,059	0,061	0,060			
7d*) ⁴	170	20	10	301	126,4	126,2	119,5	-0,1677	122,0	112,1	-0,2468	170	20	82	0,083	0,077	0,080			
	169	10	10	343	126,0	125,7	120,7	-0,1257	119,6	110,4	-0,2302	169	10							
	199	40	10	208	118,8	121,8	109,5	-0,3067	112,7	99,1	-0,3383	199	40	70	0,073	0,073	0,073			
	198	20	10	253	123,2	125,3	117,0	-0,2092	121,0	110,8	-0,2556	198	20	89	0,091	0,088	0,090			
8	197	10	10	309	128,0	129,0	121,7	-0,1814	125,4	115,5	-0,2458	197	10							
	192	40	10	202	115,8	119,9	107,7	-0,3048	111,0	96,9	-0,3525	192	40	74	0,078	0,083	0,081			
	191	20	10	302	128,8	131,4	124,7	-0,1687	127,1	118,3	-0,2212	191	20							
	190	10	10	355	132,8	132,7	126,5	-0,1542	126,1	117,6	-0,2101	190	10							
	201	40	10	235	121,8	125,7	115,3	-0,2605	117,8	106,0	-0,2952	201	40	73	0,075	0,074	0,075			
	200	20	10	308	131,2	131,7	124,8	-0,1712	123,1	116,1	-0,1736	200	20	108	0,110	0,098	0,104			
	194	40	10	236	123,6	124,9	114,0	-0,2726	115,6	103,5	-0,3030	194	40	57	0,054	0,058	0,056			
	193	20	10	291	128,8	127,8	122,2	-0,1401	126,1	117,6	-0,2107	193	20	101	0,101	0,091	0,096			
9	226	40	10	173		118,8	103,3	-0,3875	104,3	87,8	-0,4133	226	40	47	0,051	0,055	0,053			
	225	20	10	210		122,6	112,0	-0,2659	115,3	101,9	-0,3342	225	20	75	0,084	0,080	0,082			
	230	40	10	205		123,1	109,2	-0,3463	112,4	97,2	-0,3797	230	40	61	0,066	0,057	0,062			
	229	20	10	260		127,1	118,8	-0,2076	123,8	112,3	-0,2871	229	20	88	0,095	0,082	0,088			
	235	40	10	173		130,2	113,5	-0,4155	119,9	100,3	-0,4889	235	40	56	0,059	0,065	0,062			
	234	20	10	227		131,1	120,1	-0,2730	127,0	111,5	-0,3879	234	20	81	0,083	0,083	0,083			
	237	40	10	196		124,8	110,0	-0,3712	115,3	98,0	-0,4317	237	40	59	0,061	0,062	0,062			
	236	20	10	266		131,2	122,8	-0,2100	128,5	116,7	-0,2940	236	20	92	0,093	0,090	0,091			

Tafelanhang 2 c: Stufenzugversuch und dynamische Eigenschaften (die Daten in den leeren Feldern wurden nicht bestimmt)

Schm. Nr.:	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	Stufenzugversuch Position 10													ZDWK [MPa] DLmax	ZDW bei R _{txx} [%]		
			Pos.	Rm	E0gr.	E0tang	Etang40	mel	E0sek	Esek40	mgcs	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	FZV Rand	FZV Mitte		MW		
																		FZV Rand	FZV Mitte
10	243	40	10	208	124,0	127,8	114,8	-0,3235	117,6	102,7	-0,3710	243	40						
	242	20	10	258	126,4	128,2	120,0	-0,2062	119,2	109,6	-0,2397	242	20						
	248	40	10	206	123,2	128,4	115,1	-0,3325	116,2	101,4	-0,3722	248	40						
	247	20	10	254	130,4	133,6	124,9	-0,2191	121,9	112,7	-0,2299	247	20						
	253	40	2	150	122,4	128,5	113,7	-0,3690	124,5	101,7	-0,5714	253	40						
11	252	20	2	223	126,8	130,6	120,7	-0,2480	121,8	108,6	-0,3307	252	20						
	336	40	10	138	116,4	127,3	107,0	-0,5085	117,5	92,2	-0,6317	336	40	45	0,049	0,053	0,051		
	335	20	10	208	122,4	128,5	115,3	-0,3286	129,6	120,7	-0,2241	335	20	70	0,073	0,075	0,074		
	338	40	10	184	114,0	121,5	107,4	-0,3527	107,6	92,6	-0,3726	338	40	60	0,065	0,067	0,066		
	337	20	10	256	125,1	127,8	119,8	-0,1989	122,2	112,0	-0,2554	337	20	81	0,087	0,081	0,084		
12	343	40	10	202		125,9	112,6	-0,3324	112,5	99,4	-0,3280	343	40	65	0,069	0,065	0,067		
	342	20	10	289		135,8	128,4	-0,1830	129,6	120,7	-0,2241	342	20	98	0,101	0,091	0,096		
	348	40	10	186		124,2	108,7	-0,3863	111,3	95,9	-0,3867	348	40	59	0,061	0,062	0,062		
	347	20	10	270		134,6	126,1	-0,2136	128,6	118,2	-0,2602	347	20	85	0,089	0,077	0,083		
	353	40	10	179		114,7	102,1	-0,3139	104,9	89,5	-0,3847	353	40	52	0,057	0,058	0,058		
13	352	20	10	217		115,3	107,0	-0,2086	108,8	97,6	-0,2796	352	20	62	0,067	0,065	0,066		
	402	40	10	201		125,2	110,8	-0,3609	115,5	100,4	-0,3771	402	40	63	0,067	0,064	0,065		
	401	20	10	267		131,7	122,0	-0,2409	122,8	112,6	-0,2546	401	20	94	0,101	0,090	0,096		
	406	40	10	382								406	40						
	405	20	10	461								405	20						
14	475	40	10	237		123,9	112,2	-0,2938	112,3	105,8	-0,3106	475	40	66	0,069	0,072	0,070		
	474	20	10	300		129,2	121,9	-0,1813	121,9	113,7	-0,2045	474	20	88	0,089	0,081	0,085		
	479	40	10	247		127,4	116,9	-0,2856	117,2	105,8	-0,2856	479	40	76	0,077	0,080	0,079		
	478	20	10	338		132,5	126,7	-0,1446	128,6	120,8	-0,1947	478	20	116	0,115	0,104	0,109		
	483	40	10	266		127,3	117,0	-0,2571	118,5	106,6	-0,2986	483	40	85	0,085	0,084	0,085		
482	20	10	363		135,0	129,5	-0,1387	131,5	123,6	-0,1967	482	20	117	0,116	0,100	0,108			

Tafelanhang 2 d: Stufenzugversuch und dynamische Eigenschaften (die Daten in den leeren Feldern wurden nicht bestimmt)

Schm. Nr.:	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	Stufenzugversuch Position 10										ZDWK [MPa] DLmax	ZDW bei R _{txx} [%]	
			Pos.	R _m	E _{0gr.}	E _{Ütang}	E _{tang40}	mel	E _{usek}	E _{sek40}	mges	FZV Rand		FZV Mitte	MW
16	538	20	10	313		131,3	125,6	-0,1404	129,4	120,8	-0,2142	106	0,104	0,954	0,099
	539	20	10												
	540	20	10												
	541	20	10												
	542	20	10												
	543	20	10												
	546	40	10	224		125,3	113,8	-0,2865	116,3	103,1	-0,3287	76	0,078	0,078	0,078
547	40	10													
548	40	10													
551	40	10													
552	40	10													
553	40	10													
556	20	10	248		119,6	113,0	-0,1652	122,2	111,1	-0,2764	85	0,094	0,088	0,091	
557	20	10													
558	20	10													
559	20	10													
560	20	10													
561	20	10													
564	40	10	183		118,3	104,0	-0,3563	105,6	90,3	-0,3802	57	0,063	0,062	0,062	
565	40	10													
566	40	10													
569	40	10													
570	40	10													
571	40	10													
729	40	10													
728	20	10													
733	40	10													
732	20	10													
737	40	10													
736	20	10													

Tafelanhang 2 e: Stufenzugversuch und dynamische Eigenschaften (die Daten in den leeren Feldern wurden nicht bestimmt)

Schm. Nr.:	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	Stufenzugversuch Position 10												ZDWK [MPa] DLmax	ZDW bei R _{txx} [%]	
			Pos.	R _m	E _{Ugr.}	E _{Uang}	E _{tang40}	m _{e1}	E _{Usek}	E _{sek40}	m _{ges}	Probe Nr.	Platten- dicke [mm]	FZV Rand		FZV Mitte	MW
														FZV Mitte		MW	
19	769	40	10	236		129,2	118,6	-0,2667	120,9	108,9	-0,3088	769	40				
	768	20	10	317		133,1	127,7	-0,1352	128,7	121,3	-0,1838	768	20				
	773	40	10	246		129,2	119,8	-0,2395	123,1	110,9	-0,3057	773	40				
	772	20	10	329		134,2	129,9	-0,1289	129,9	123,1	-0,1699	772	20				
	779	40	10	232		126,9	116,7	-0,2531	124,4	110,0	-0,3601	779	40				
	778	20	10	320		133,8	128,1	-0,1425	130,8	122,8	-0,2000	778	20				
	777	40	10	258		132,9	122,3	-0,2637	126,8	113,9	-0,3215	777	40				
	776	20	10	360		140,2	134,1	-0,1518	133,9	126,8	-0,1776	776	20				
	789	40	10									789	40				
	788	20	10									788	20				
Kokillenguss	791	40	10									791	40				
	790	20	10									790	20				
	FZV1		10	251		136,4	126,8	-0,2417	127,8	116,7	-0,2777	FZV1					
	FZV2		9	225		131,3	120,2	-0,2755	125,0	111,7	-0,3322	FZV2					
	FZV3		8	202		128,7	115,1	-0,3413	112,9	96,4	-0,4135	FZV3					
FZV4		7	188		120,0	107,2	-0,3176	110,5	96,4	-0,3519	FZV4						
FZV5		6	189		120,4	108,8	-0,2882	112,9	99,3	-0,3410	FZV5						



43000_1004

200µm

Bild 1: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 72; 20mm Platte

43000_1232

HNO₃

200µm

Bild 2: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 72; 20mm Platte

43000_1005

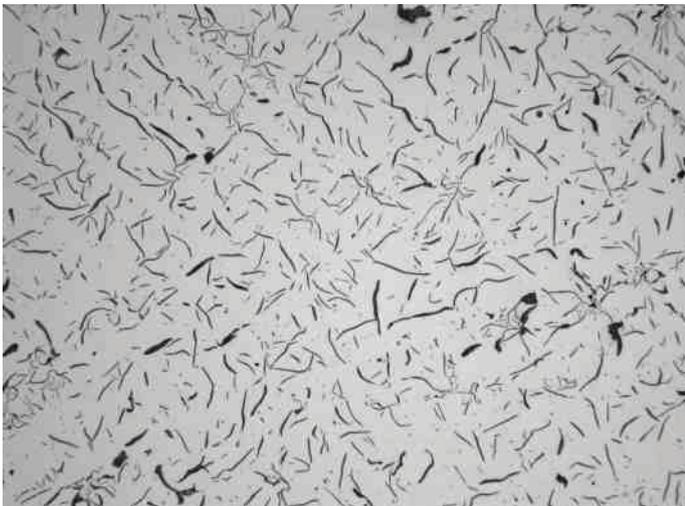
200µm

Bild 3: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 73; 40mm Platte

43000_1233

HNO₃

200µm

Bild 4: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 73; 40mm Platte

43000_1008

200µm

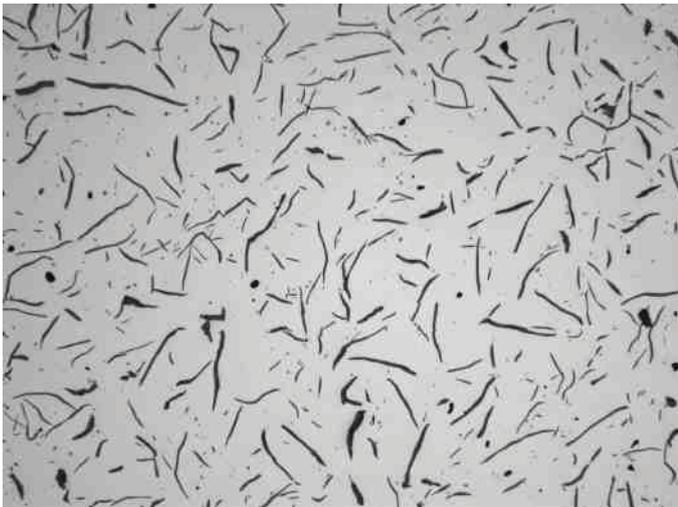
Bild 5: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 76; 10mm Platte

43000_1236

HNO₃

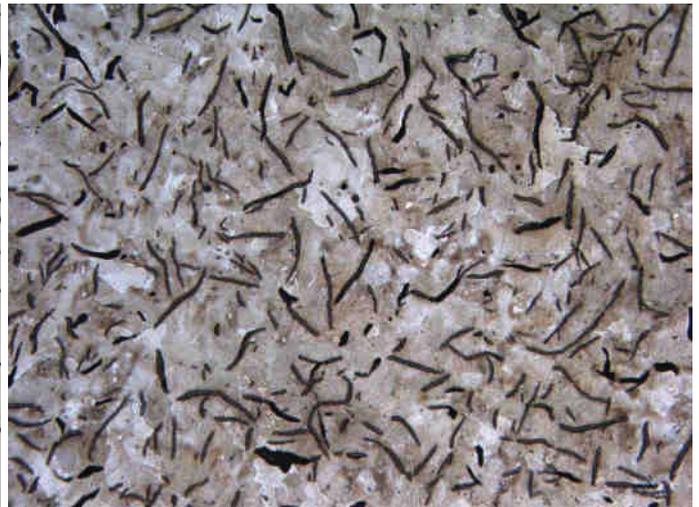
200µm

Bild 6: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 76; 10mm Platte



43000_1007

200µm

Bild 7: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 77; 20mm Platte

43000_1235

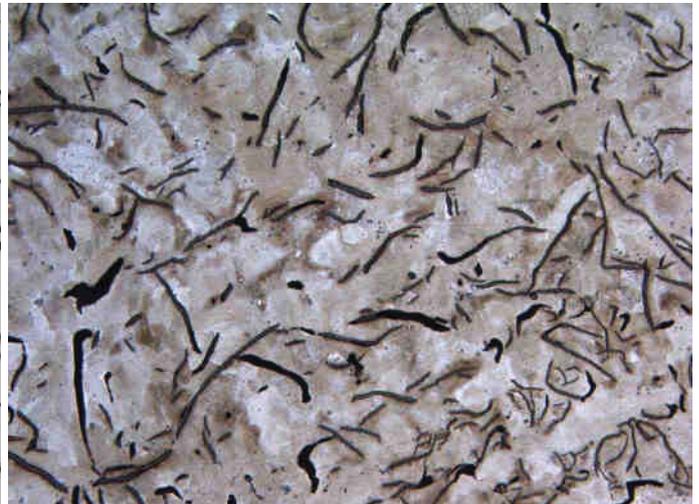
HNO₃

200µm

Bild 8: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 77; 20mm Platte

43000_1006

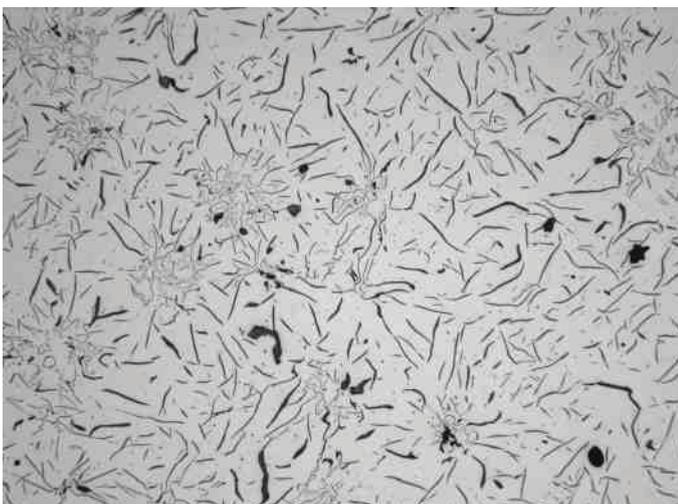
200µm

Bild 9: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 78; 40mm Platte

43000_1234

HNO₃

200µm

Bild 10: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 78; 40mm Platte

43000_1011

200µm

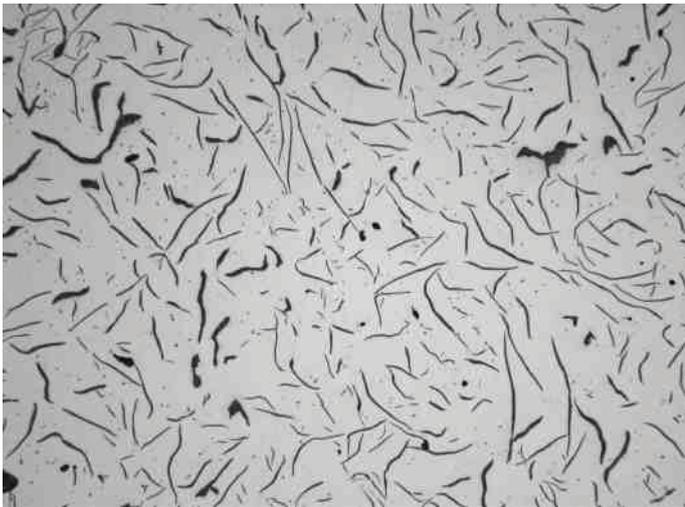
Bild 11: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 81; 10mm Platte

43000_1244

HNO₃

200µm

Bild 12: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 81; 10mm Platte



43000_1010

200µm

Bild 13: Schmelze Nr.:2; Pr. Nr.: 82; 20mm Platte

43000_1243

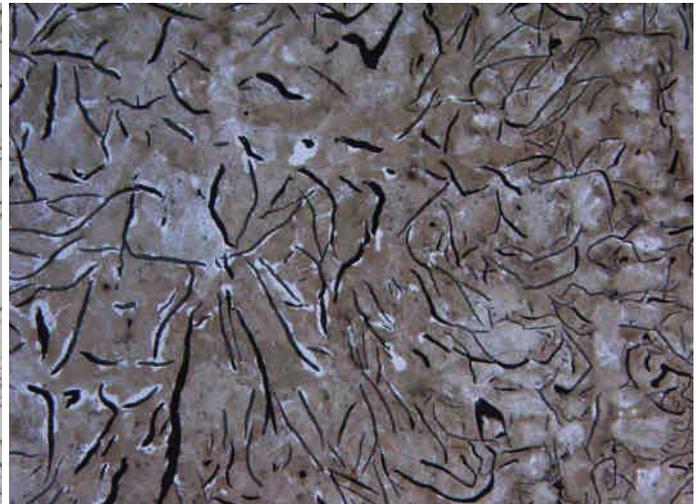
HNO3

200µm

Bild 14: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 82; 20mm Platte

43000_1009

200µm

Bild 15: Schmelze Nr.:2; Pr. Nr.: 83; 40mm Platte

43000_1242

HNO3

200µm

Bild 16: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 83; 40mm Platte

43000_1014

200µm

Bild 17: Schmelze Nr.:2; Pr. Nr.: 86; 10mm Platte

43000_1247

HNO3

200µm

Bild 18: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 86; 10mm Platte



43000_1013

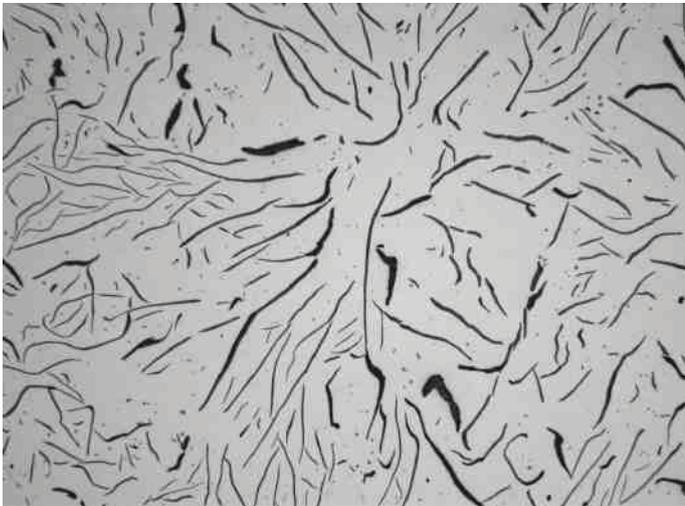
200µm

Bild 19: Schmelze Nr.:2; Pr. Nr.: 87; 20mm Platte

43000_1246

HNO₃

200µm

Bild 20: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 87; 20mm Platte

43000_1012

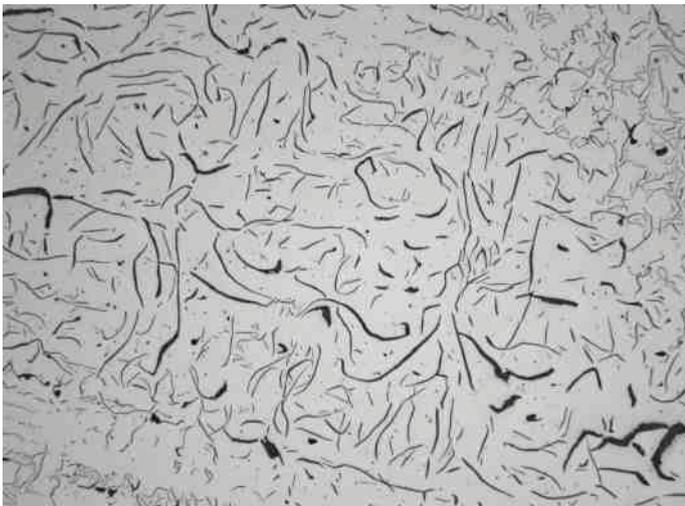
200µm

Bild 21: Schmelze Nr.:2; Pr. Nr.: 88; 40mm Platte

43000_1245

HNO₃

200µm

Bild 22: Schmelze Nr.: 2; Pr. Nr.: 88; 40mm Platte

43000_1015

200µm

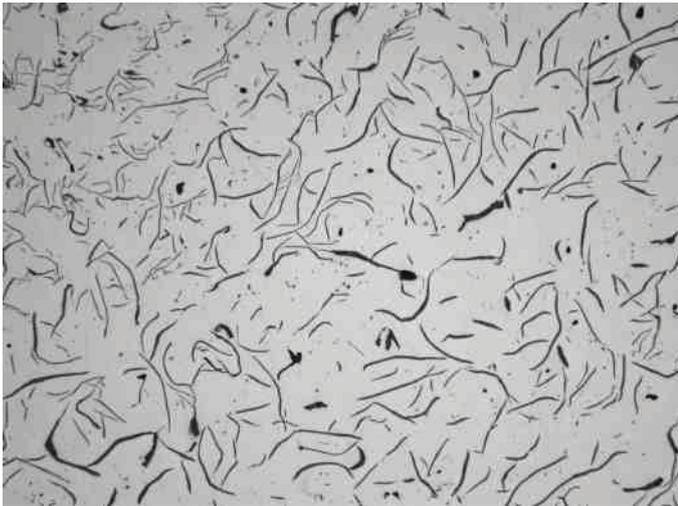
Bild 23: Schmelze Nr.:4; Pr. Nr.: 130; 20mm Platte

43000_1224

HNO₃

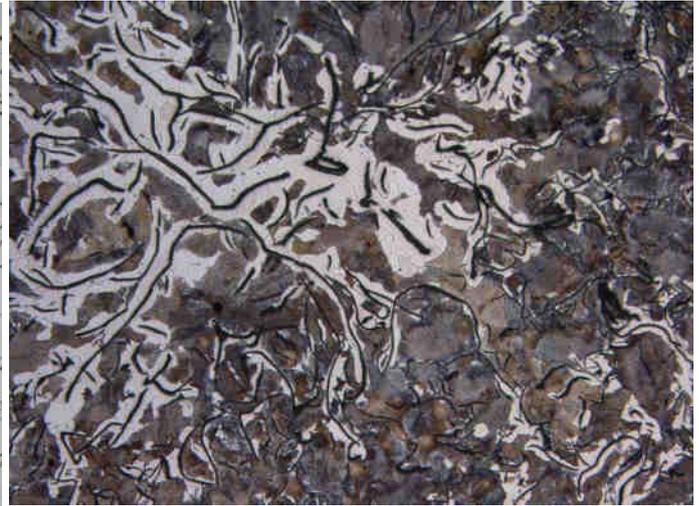
200µm

Bild 24: Schmelze Nr.: 4; Pr. Nr.: 130; 20mm Platte



43000_1016

200µm

Bild 25: Schmelze Nr.:4; Pr. Nr.: 131; 40mm Platte

43000_1225

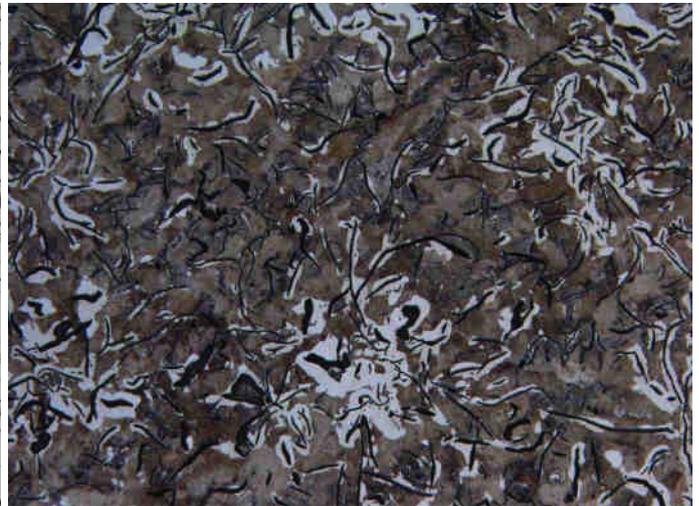
HNO₃

200µm

Bild 26: Schmelze Nr.: 4; Pr. Nr.: 131; 40mm Platte

43000_1018

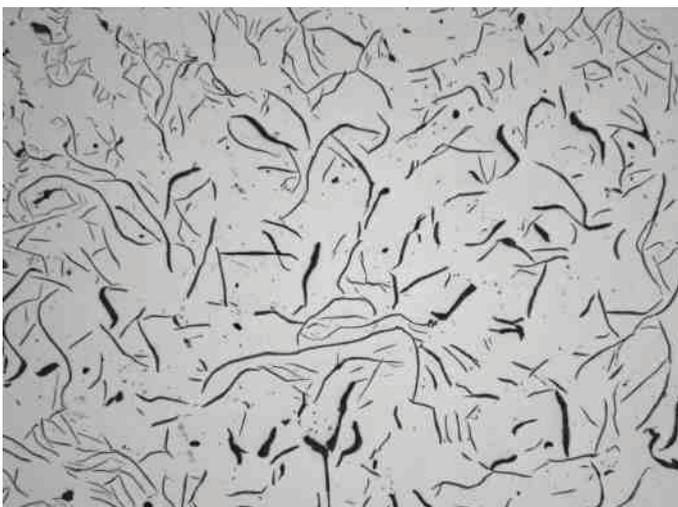
200µm

Bild 27: Schmelze Nr.:4; Pr. Nr.: 134; 20mm Platte

43000_1227

HNO₃

200µm

Bild 28: Schmelze Nr.: 4; Pr. Nr.: 134; 20mm Platte

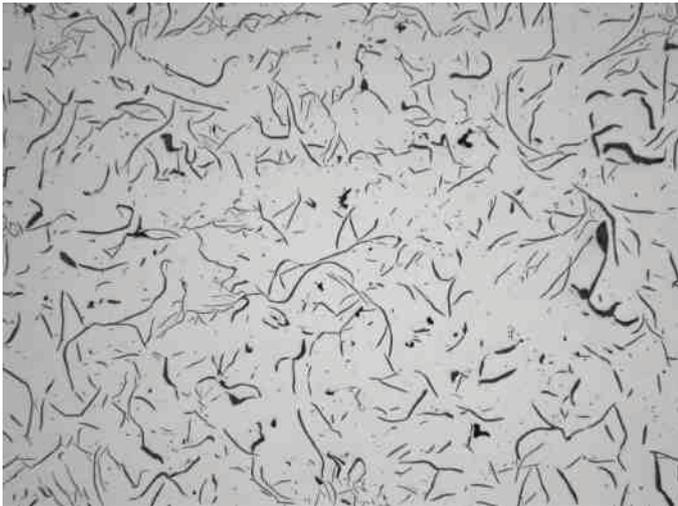
43000_1017

200µm

Bild 29: Schmelze Nr.:4; Pr. Nr.: 135; 40mm PlatteHNO₃

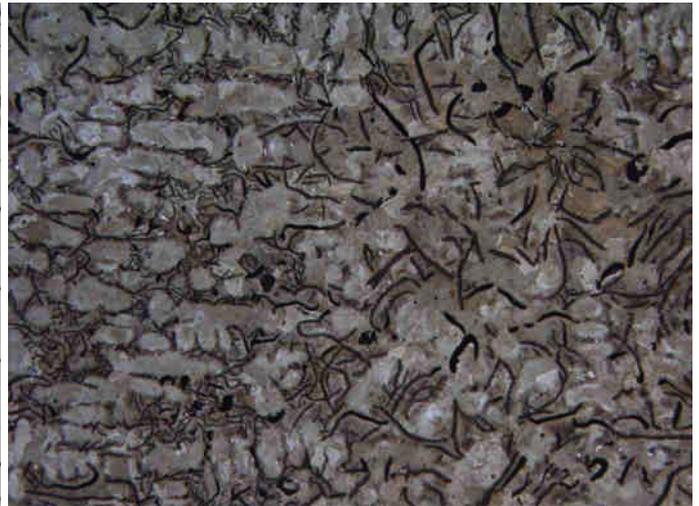
200µm

Bild 30: Schmelze Nr.: 4; Pr. Nr.: 135; 40mm Platte



43000_1020

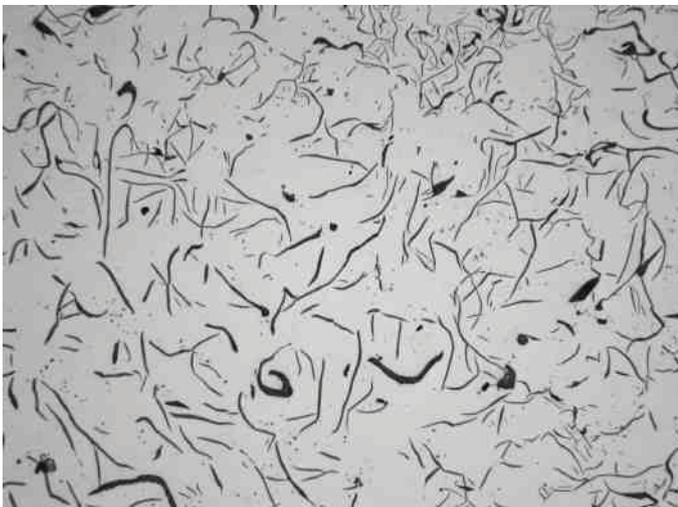
200µm

Bild 31: Schmelze Nr.:4; Pr. Nr.: 138; 20mm Platte

43000_1229

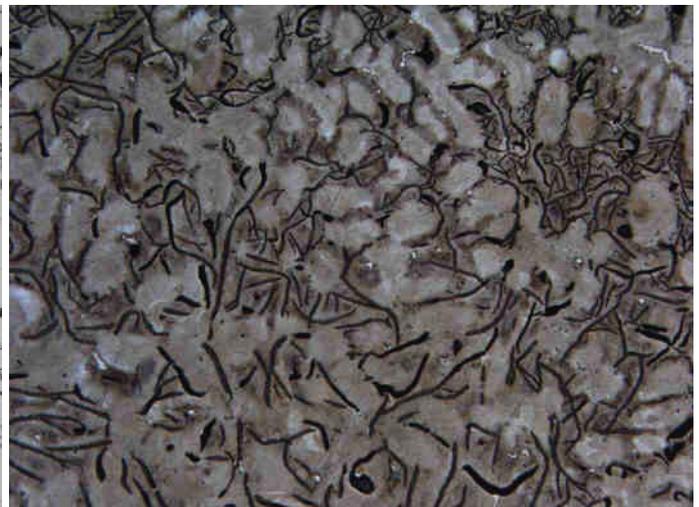
HNO₃

200µm

Bild 32: Schmelze Nr.: 4; Pr. Nr.: 138; 20mm Platte

43000_1019

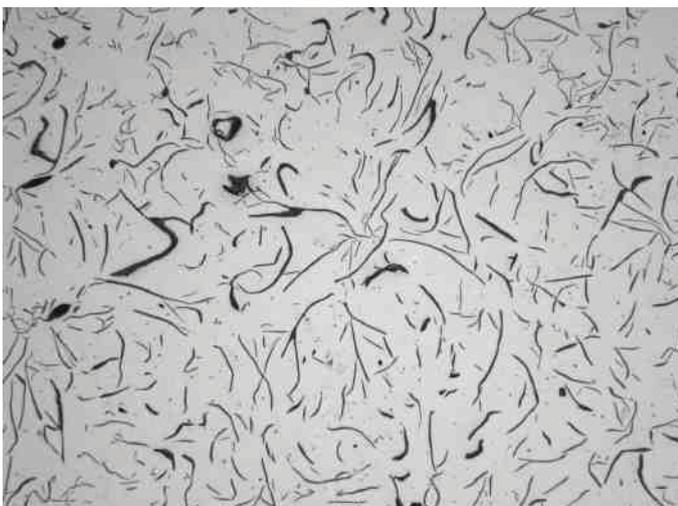
200µm

Bild 33: Schmelze Nr.:4; Pr. Nr.: 139; 40mm Platte

43000_1228

HNO₃

200µm

Bild 34: Schmelze Nr.: 4; Pr. Nr.: 139; 40mm Platte

43000_1022

200µm

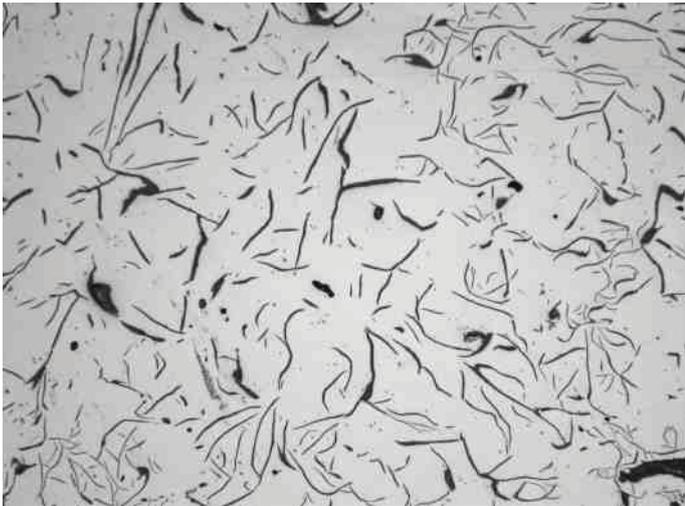
Bild 35: Schmelze Nr.:4; Pr. Nr.: 142; 20mm Platte

43000_1230

HNO₃

200µm

Bild 36: Schmelze Nr.: 4; Pr. Nr.: 142; 20mm Platte



43000_1021

200µm

Bild 37: Schmelze Nr.:34.796; Pr. Nr.: 143; 40mm Platte

43000_1231

HNO₃

200µm

Bild 38: Schmelze Nr.: 34.796; Pr. Nr.: 143; 40mm Platte

43000_1024

200µm

Bild 39: Schmelze Nr.:5; Pr. Nr.: 148; 20mm Platte

43000_1238

HNO₃

200µm

Bild 40: Schmelze Nr.: 5; Pr. Nr.: 148; 20mm Platte

43000_1023

200µm

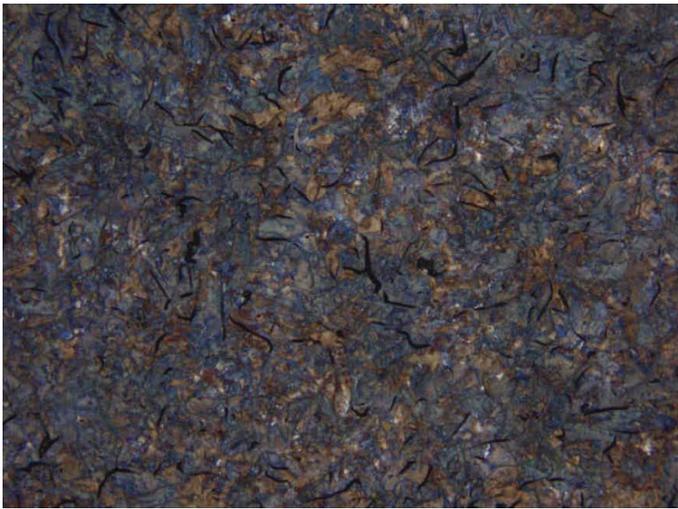
Bild 41: Schmelze Nr.:5; Pr. Nr.: 149; 40mm Platte

43000_1237

HNO₃

200µm

Bild 42: Schmelze Nr.: 5; Pr. Nr.: 149; 40mm Platte



43000_1257

HNO₃

Bild 43: Schm. Nr.: 7, Pr. Nr.: 160, Gusszustand, 10 mm Platte, 0 % Ferrit



43000_1256

HNO₃

Bild 44: Sch. Nr.: 7, Pr. Nr.: 161, Gusszustand, 20 mm Platte, 0 % Ferrit

200µm

20



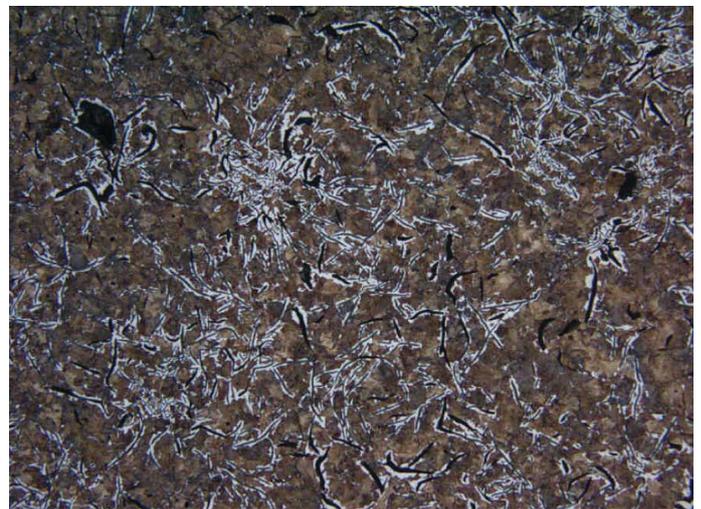
43000_1248

HNO₃

Bild 45: Schm. Nr.: 7, Pr. Nr.: 162, Gusszustand, 40 mm Platte, 0 % Ferrit

200µm

40



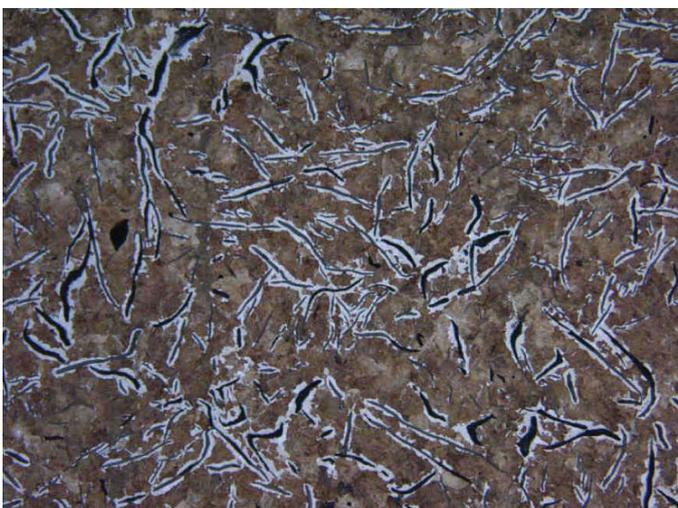
43000_1252

HNO₃

Bild 46: Schm. Nr.: 7, Pr. Nr.: 163, ruhende Luft, 10 mm Platte, 10 % Ferrit

200µm

10



43000_1251

HNO₃

Bild 47: Schm. Nr.: 7, Pr. Nr.: 164, ruhende Luft, 20 mm Platte, 15 % Ferrit

200µm

20



43000_1250

HNO₃

Bild 48: Schm. Nr.: 7, Pr. Nr.: 165, ruhende Luft, 40 mm Platte, 20 % Ferrit

200µm

40



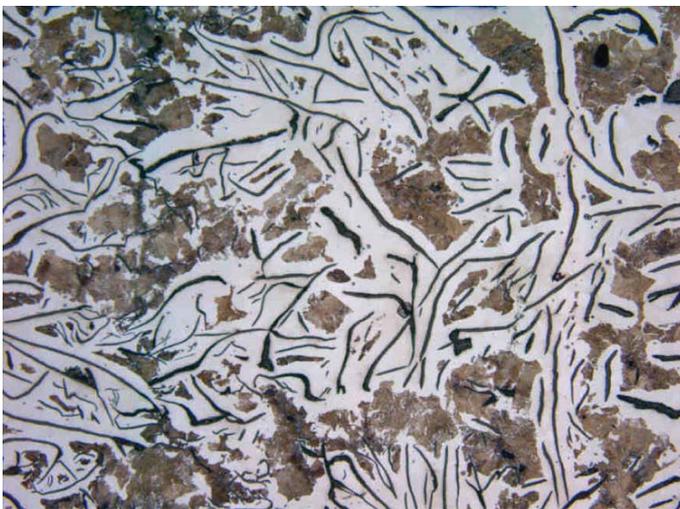
43000_1259 HNO₃ 200µm
10 mm

Bild 49: Schm. Nr.: 7, Pr. Nr.: 166, Isolierstein, Platte, 25 % Ferrit



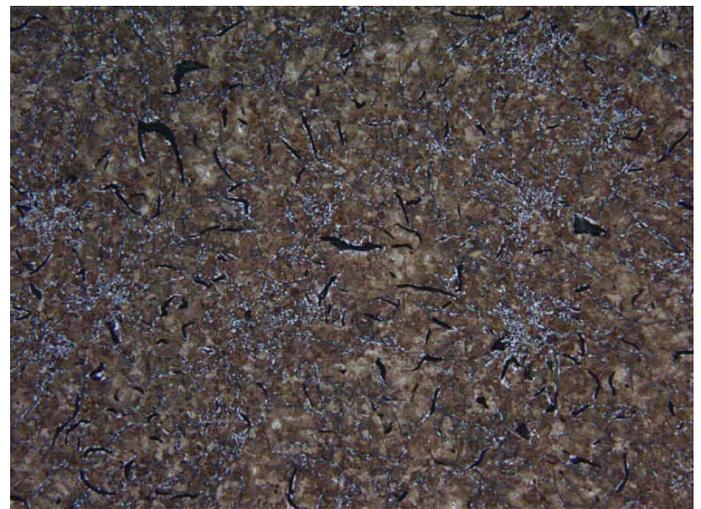
43000_1258 HNO₃ 200µm
20 mm

Bild 50: Schm. Nr.: 7, Pr. Nr.: 167, Isolierstein, Platte, 35 % Ferrit



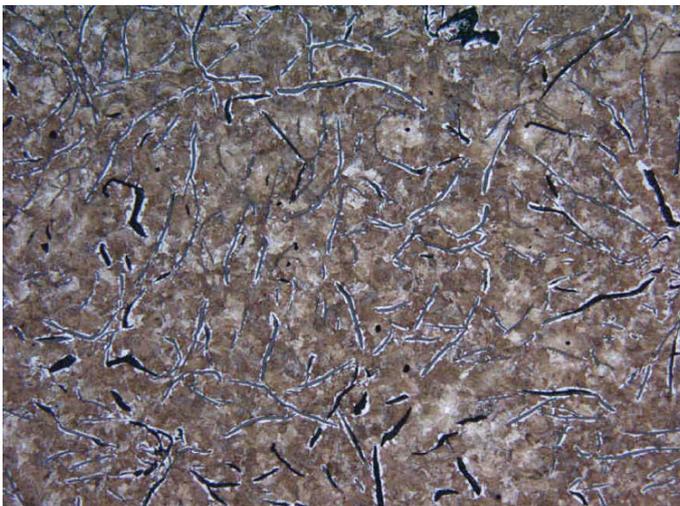
43000_1249 HNO₃ 200µm
40 mm

Bild 51: Schm. Nr.: 7, Pr. Nr.: 168, Isolierstein, Platte, 40 % Ferrit



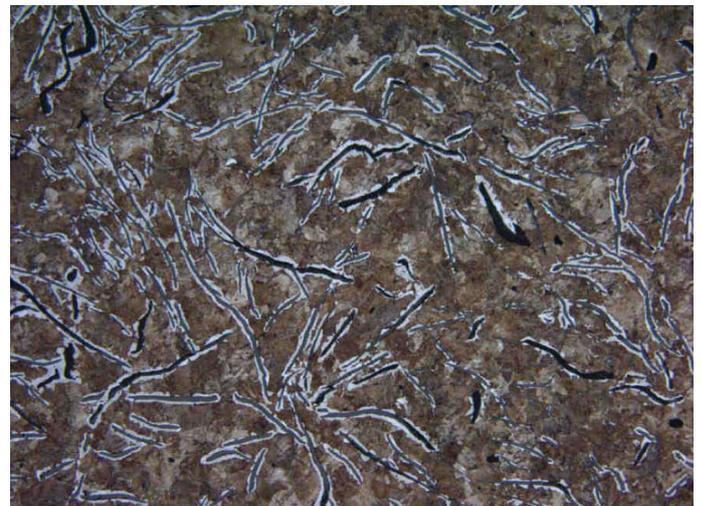
43000_1255 HNO₃ 200µm
10 mm

Bild 52: Schm. Nr.: 7, Pr. Nr.: 169, Pressluft, Platte, 5 % Ferrit



43000_1253 200µm
20 mm

Bild 53: Schm. Nr.: 7, Pr. Nr.: 170, Isolierstein, Platte, 7 % Ferrit



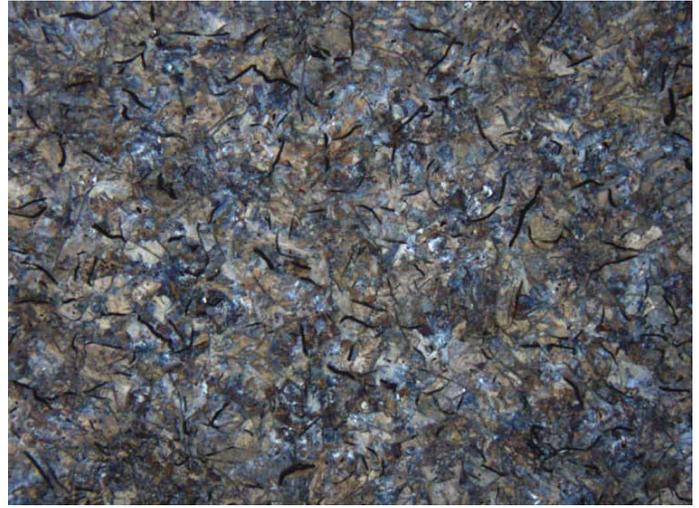
43000_1254 HNO₃ 200µm
40 mm

Bild 54: Schm. Nr.: 7, Pr. Nr.: 171, Pressluft, Platte, 10 % Ferrit



43000_1793

200µm

Bild 55: Schmelze 8; Pr. Nr. 190; 10 mm Platte

43000_1804

HNO₃

200µm

Bild 56: Schmelze 8; Pr. Nr. 190; 10 mm Platte

43000_1789

200µm

Bild 57: Schmelze 8; Pr. Nr. 191; 20 mm Platte

43000_1800

HNO₃

200µm

Bild 58: Schmelze 8; Pr. Nr. 191; 20 mm Platte

43000_1788

200µm

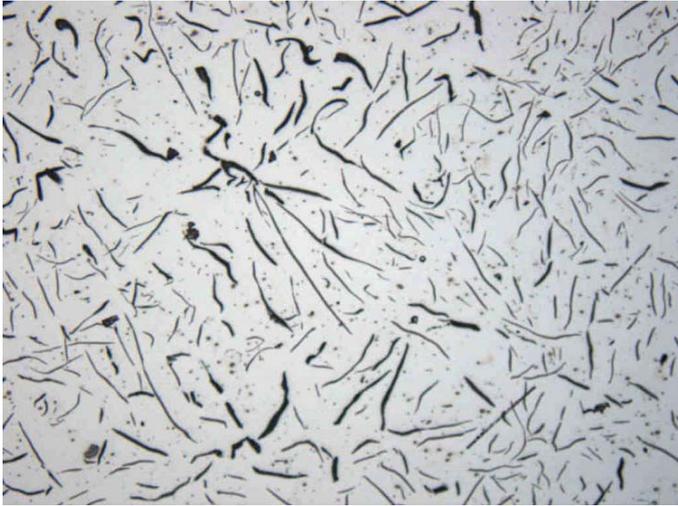
Bild 59: Schmelze 8; Pr. Nr. 192; 40 mm Platte

43000_1799

HNO₃

200µm

Bild 60: Schmelze 8; Pr. Nr. 192; 40 mm Platte



43000_1787

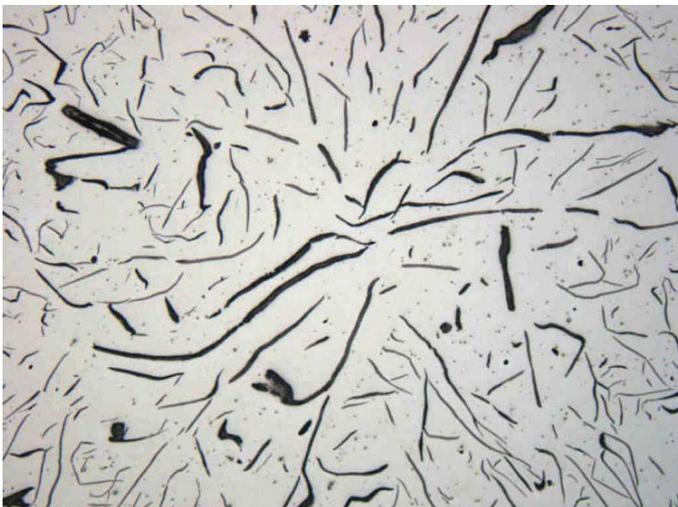
200µm

Bild 61: Schmelze 8; Pr. Nr. 193; 20 mm Platte

43000_1798

HNO₃

200µm

Bild 62: Schmelze 8; Pr. Nr. 193; 20 mm Platte

43000_1791

200µm

Bild 63: Schmelze 8; Pr. Nr. 194; 40 mm Platte

43000_1802

HNO₃

200µm

Bild 64: Schmelze 8; Pr. Nr. 194; 40 mm Platte

43000_1786

200µm

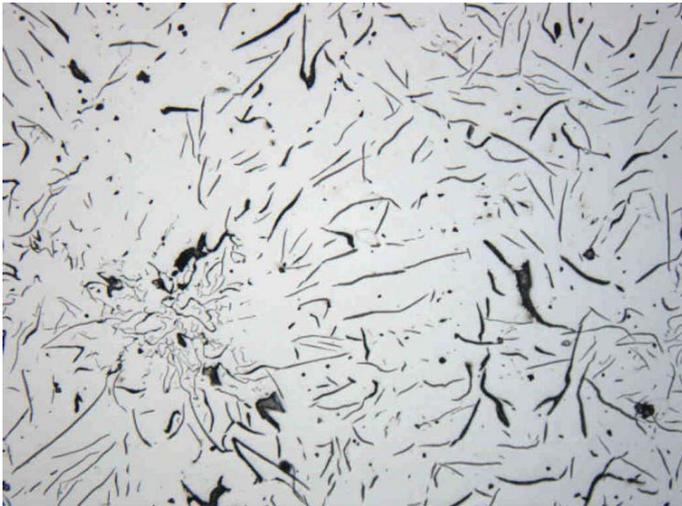
Bild 65: Schmelze 8; Pr. Nr. 197; 10 mm Platte

43000_1797

HNO₃

200µm

Bild 66: Schmelze 8; Pr. Nr. 197; 10 mm Platte



43000_1784

200µm

Bild 67: Schmelze 8; Pr. Nr. 198; 20 mm Platte

43000_1795

HNO₃

200µm

Bild 68: Schmelze 8; Pr. Nr. 198; 20mm Platte

43000_1785

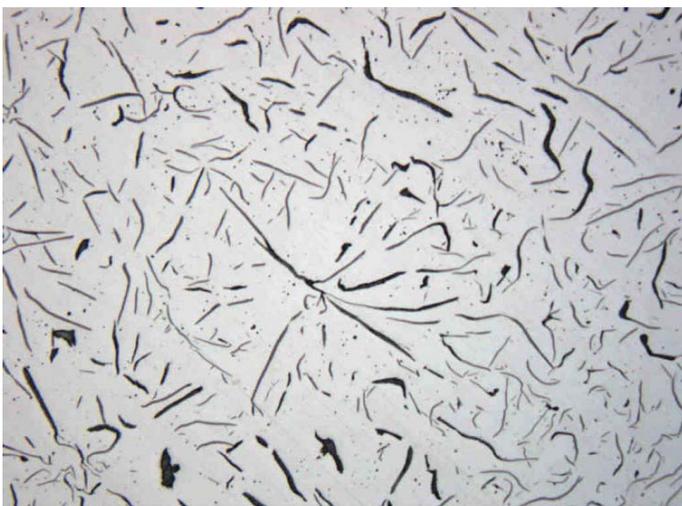
200µm

Bild 69: Schmelze 8; Pr. Nr. 199; 40 mm Platte

43000_1796

HNO₃

200µm

Bild 70: Schmelze 8; Pr. Nr. 199; 40 mm Platte

43000_1794

200µm

Bild 71: Schmelze 8; Pr. Nr. 200; 20 mm Platte

43000_1805

HNO₃

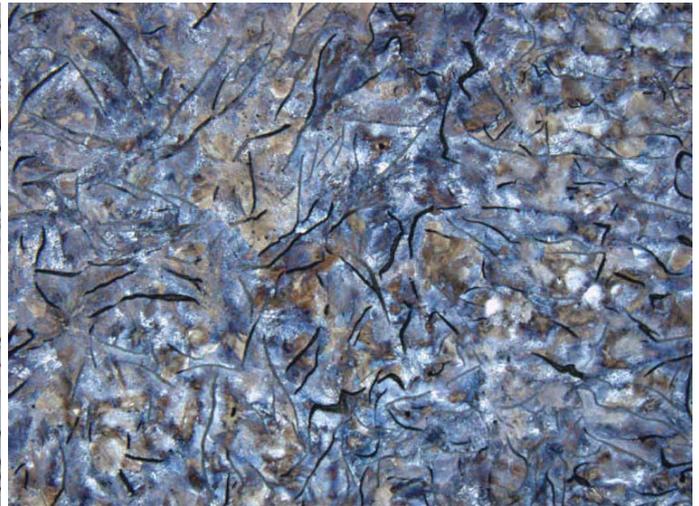
200µm

Bild 72: Schmelze 8; Pr. Nr. 200; 20 mm Platte



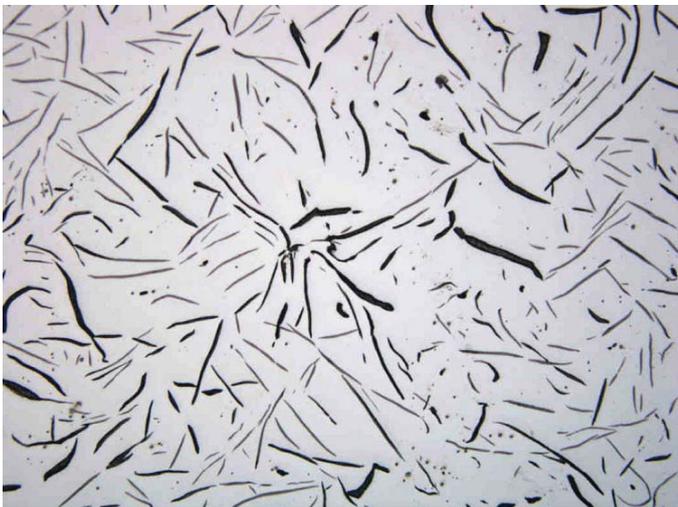
43000_1792

200µm

Bild 73: Schmelze 8; Pr. Nr. 201; 40 mm Platte

HNO3

200µm

Bild 74: Schmelze 8; Pr. Nr. 201; 40 mm Platte

43000_1770

200µm

Bild 75: Schmelze 9; Pr. Nr. 225; 20 mm Platte

HNO3

200µm

Bild 76: Schmelze 9; Pr. Nr. 225; 20 mm Platte

43000_1771

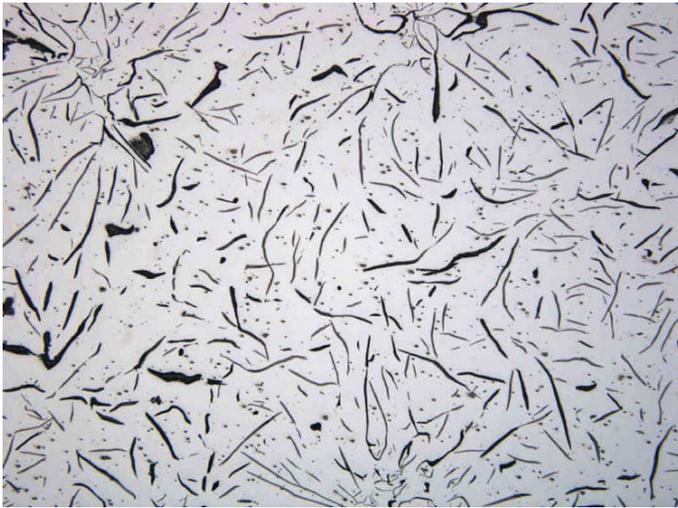
200µm

Bild 77: Schmelze 9; Pr. Nr. 226; 40 mm Platte

HNO3

200µm

Bild 78: Schmelze 9; Pr. Nr. 226; 40 mm Platte



43000_1766

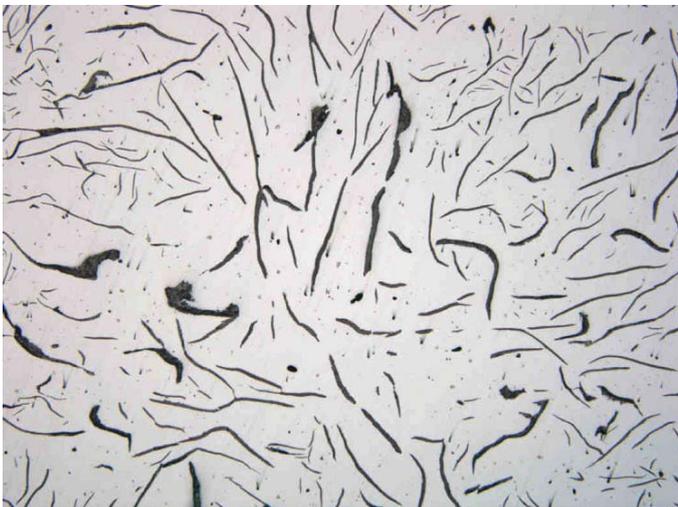
200µm

Bild 79: Schmelze 9, Pr. Nr. 229; 20 mm Platte

43000_1775

HNO₃

200µm

Bild 80: Schmelze 9; Pr. Nr. 229; 20 mm Platte

43000_1812

200µm

Bild 81: Schmelze 9; Pr. Nr. 230; 40 mm Platte

43000_1813

HNO₃

200µm

Bild 82: Schmelze 9; Pr. Nr. 230; 40 mm Platte

43000_1767

200µm

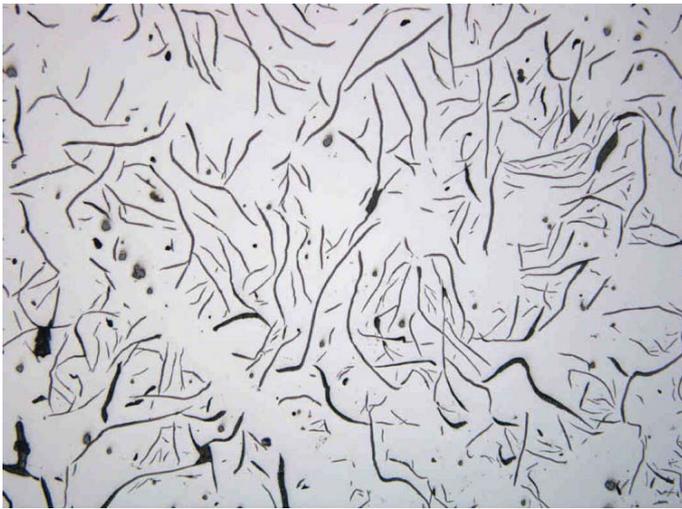
Bild 83: Schmelze 9; Pr. Nr. 234; 20 mm Platte

43000_1776

HNO₃

200µm

Bild 84: Schmelze 9; Pr. Nr. 234; 20 mm Platte



43000_1768

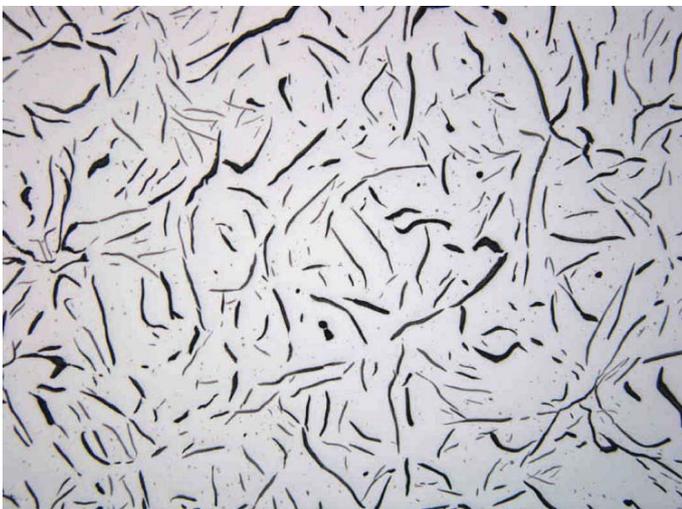
200µm

Bild 85: Schmelze 9; Pr. Nr. 235; 40 mm Platte

43000_1777

HNO₃

200µm

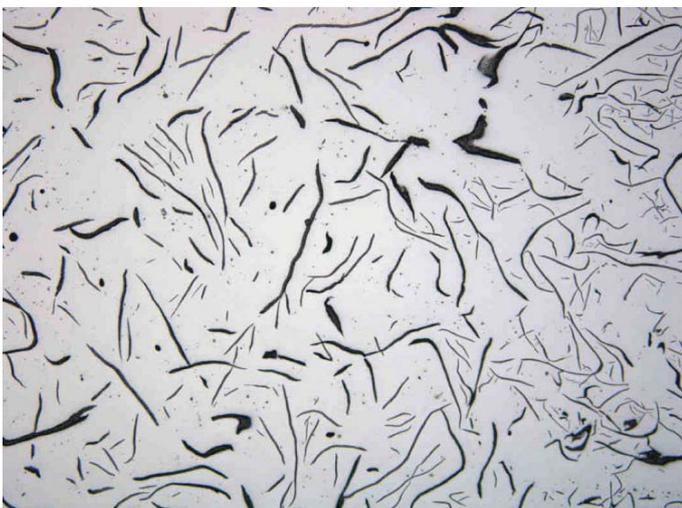
Bild 86: Schmelze 9; Pr. Nr. 235; 40 mm Platte

43000_1772

200µm

Bild 87: Schmelze 9; Pr. Nr. 236; 20 mm PlatteHNO₃

200µm

Bild 88: Schmelze 9; Pr. Nr. 236; 20 mm Platte

43000_1769

200µm

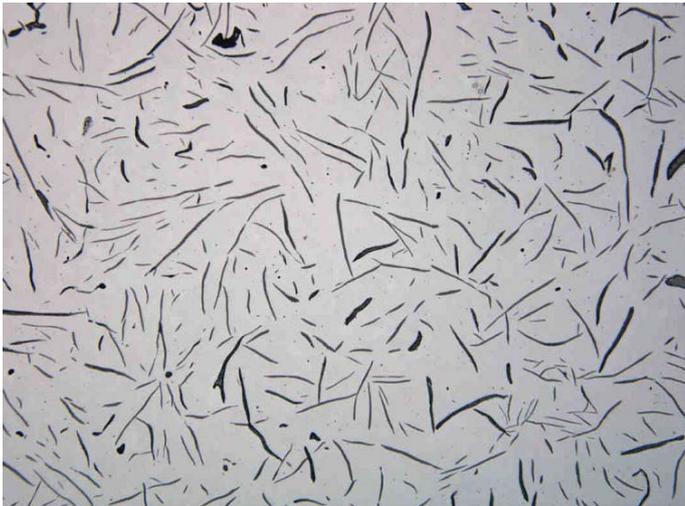
Bild 89: Schmelze 9; Pr. Nr. 237; 40 mm Platte

43000_1778

HNO₃

200µm

Bild 90: Schmelze 9; Pr. Nr. 237; 40 mm Platte



43000_1463

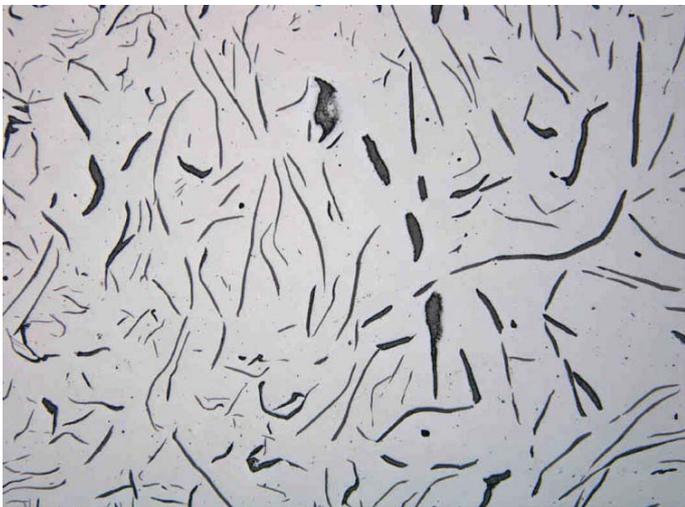
200µm

Bild 91: Schmelze 10; Pr. Nr. 242; 20 mm Platte

43000_1580

HNO3

200µm

Bild 92: Schmelze 10; Pr. Nr. 242; 20mm Platte

43000_1474

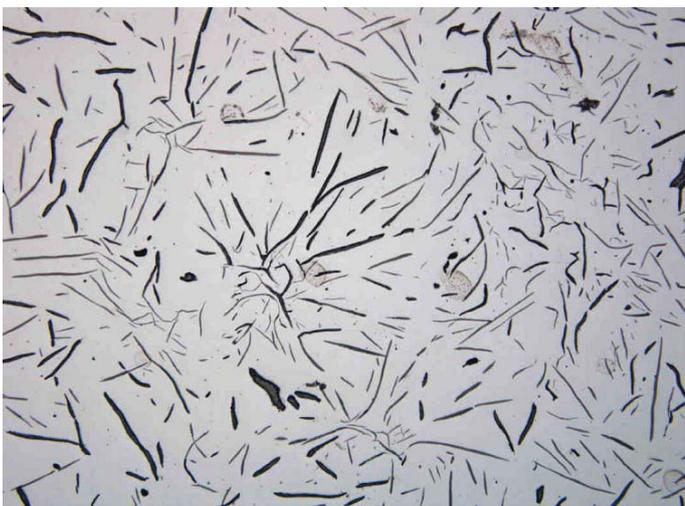
200µm

Bild 93: Schmelze 10; Pr. Nr. 243; 40 mm Platte

43000_1581

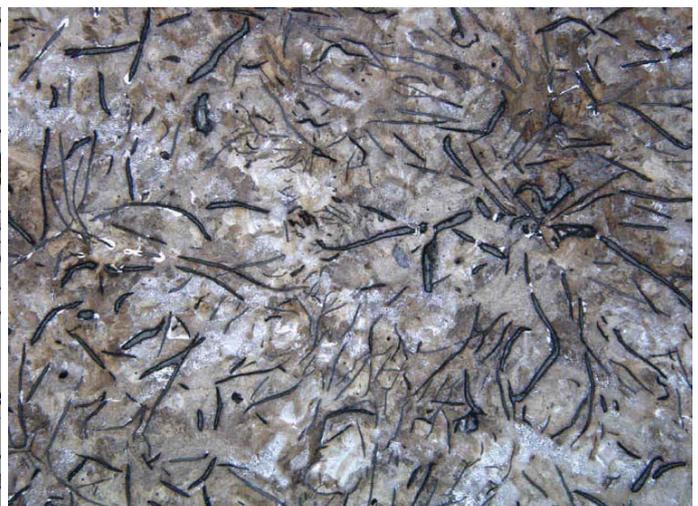
HNO3

200µm

Bild 94: Schmelze 10; Pr. Nr. 243 40 mm Platte

43000_1480

200µm

Bild 95: Schmelze 10; Pr. Nr. 247; 20 mm Platte

43000_1582

HNO3

200µm

Bild 96: Schmelze 10, Pr. Nr. 247; 20 mm Platte



43000_1445

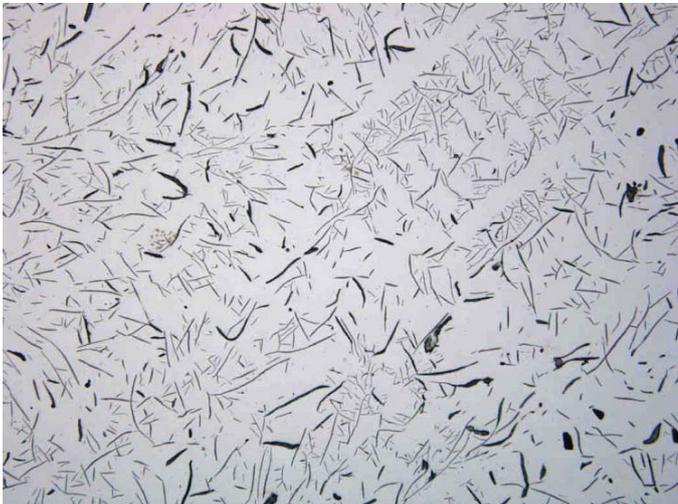
200µm

Bild 97: Schmelze 34.859; Pr. Nr. 248; 40 mm

43000_1583

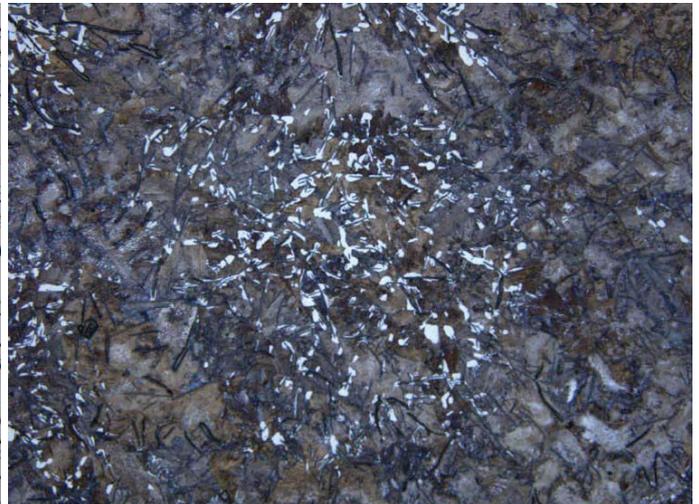
HNO₃

200µm

Bild 98: Schmelze 34.859; Pr. Nr. 248 40 mm Platte

43000_1453

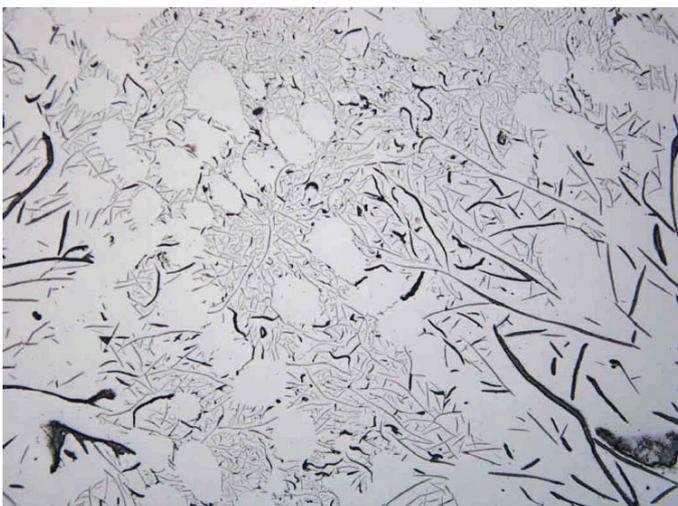
200µm

Bild 99: Schmelze 34.859; Pr. Nr. 252; 20 mm Platte

43000_1584

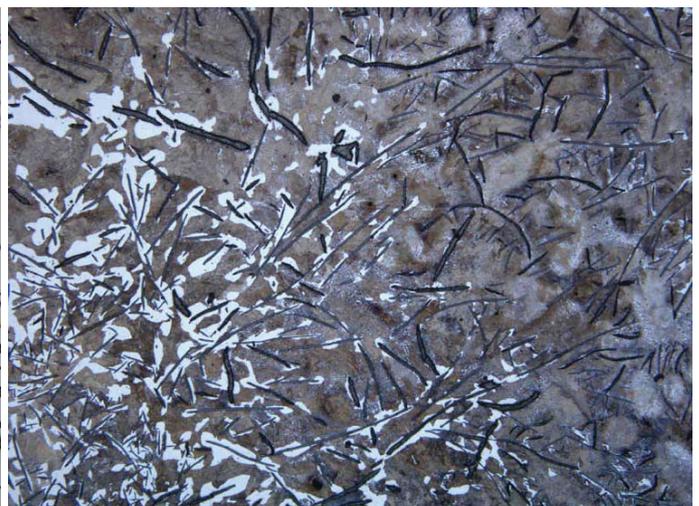
HNO₃

200µm

Bild 100: Schmelze 34.859; Pr. Nr. 252; 20 mm Platte

43000_1460

200µm

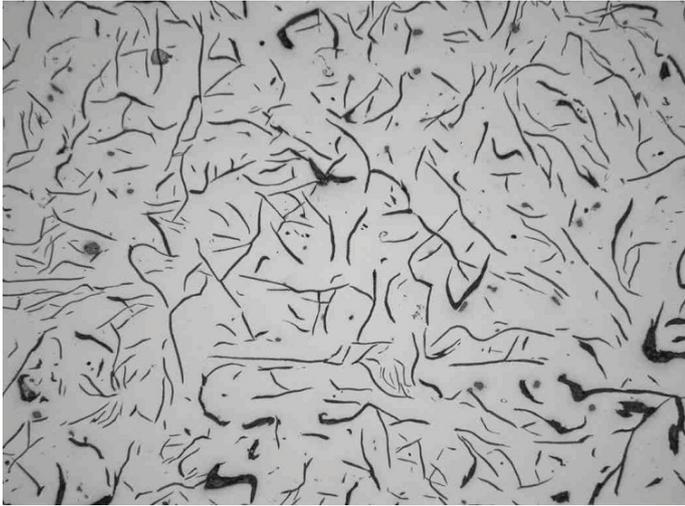
Bild 101: Schmelze 34.859; Pr. Nr. 253, 40 mm Platte

43000_1585

HNO₃

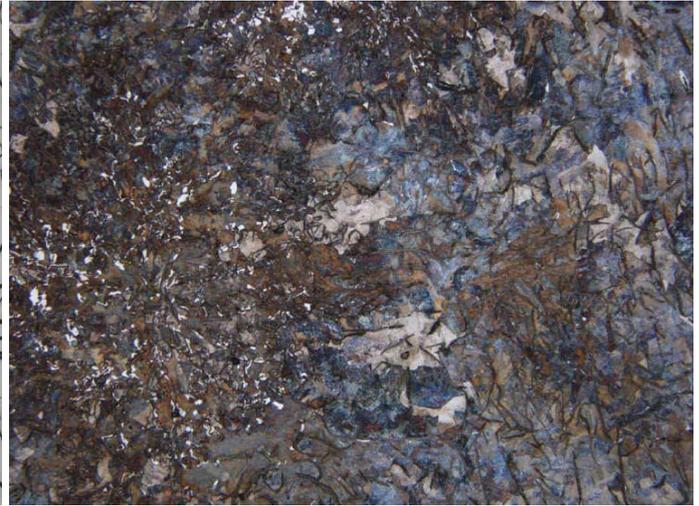
200µm

Bild 102: Schmelze 10, Pr. Nr. 247; 20 mm Platte



43000_1546

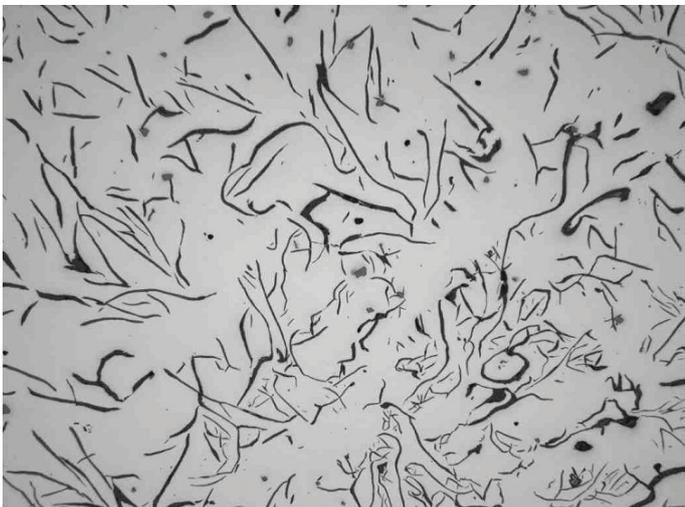
200µm

Bild 103: Schmelze 34.876; Pr. Nr. 335; 20 mm Platte

43000_1575

HNO₃

200µm

Bild 104: Schmelze 34.876; Pr. Nr. 335; 20 mm Platte

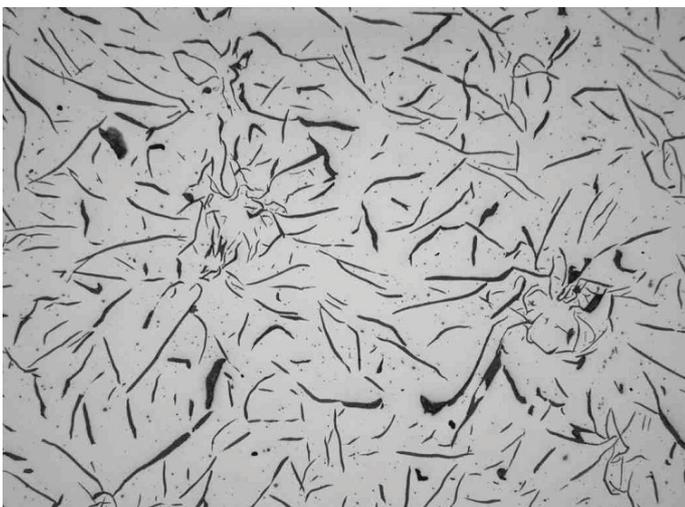
43000_1538

200µm

Bild 105: Schmelze 34.876; Pr. Nr. 336; 40 mm Platte

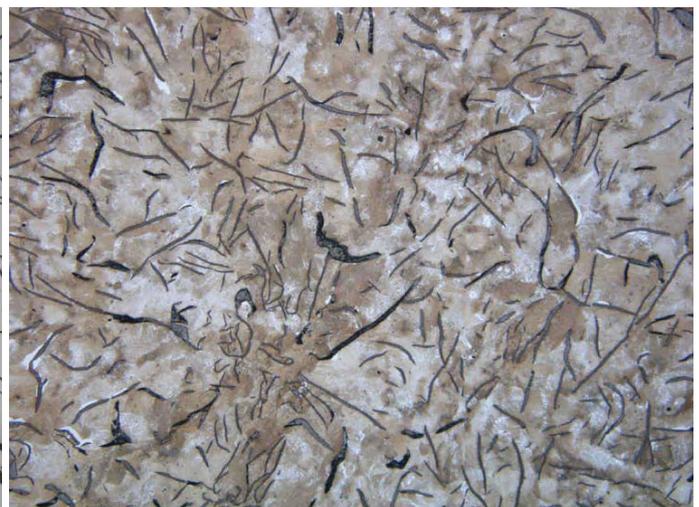
43000_1574

200µm

Bild 106: Schmelze 34.876; Pr. Nr. 336; 40 mm Platte

43000_1562

200µm

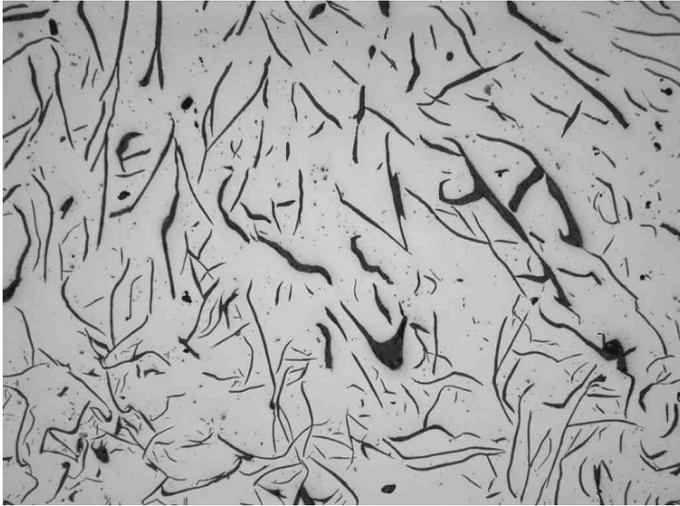
Bild 107: Schmelze 34.876; Pr. Nr. 337; 20 mm Platte

43000_1576

HNO₃

200µm

Bild 108: Schmelze 10, Pr. Nr. 247; 20 mm Platte



43000_1554

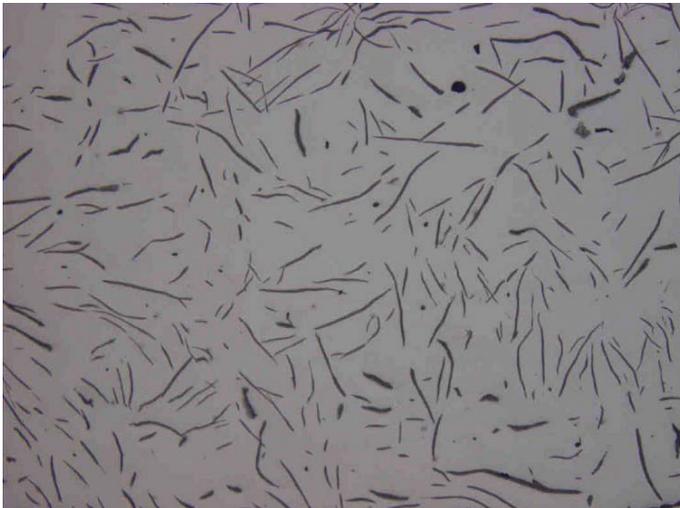
200µm

Bild 109: Schmelze 11; Pr. Nr. 338; 40 mm Platte

43000_1577

HNO3

200µm

Bild 110: Schmelze 11; Pr. Nr. 338; 40 mm Platte

43000_1498

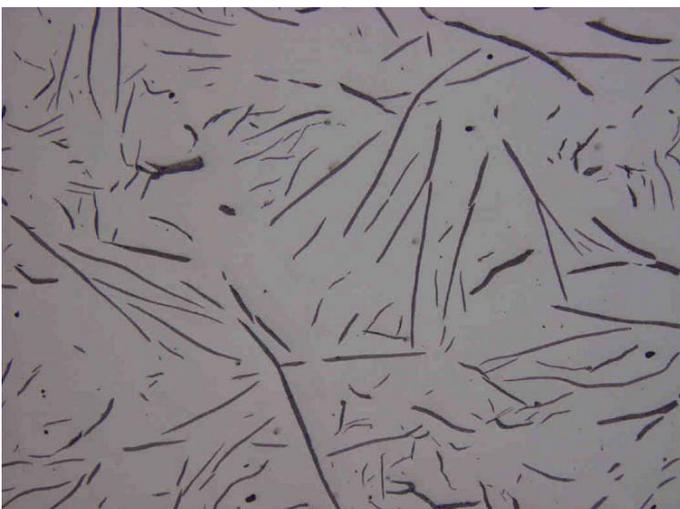
0,2mm

Bild 111: Schmelze 12; Pr. Nr. 342; 20 mm Platte

43000_1570

HNO3

200µm

Bild 112: Schmelze 12; Pr. Nr. 342; 20 mm Platte

43000_1491

0,2mm

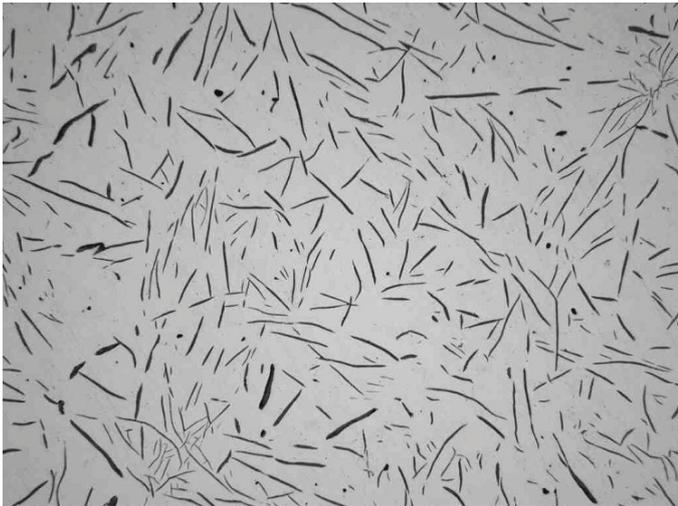
Bild 113: Schmelze 12; Pr. Nr. 343; 40 mm Platte

43000_1571

HNO3

200µm

Bild 114: Schmelze 12; Pr. Nr. 343; 40 mm Platte



43000_1514

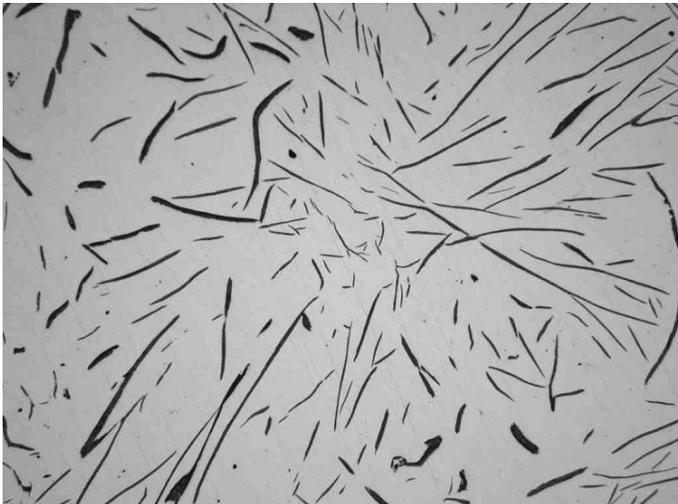
200µm

Bild 115: Schmelze 12; Pr. Nr. 347; 20 mm Platte

43000_1573

HNO₃

200µm

Bild 116: Schmelze 12; Pr. Nr. 347; 20 mm Platte

43000_1507

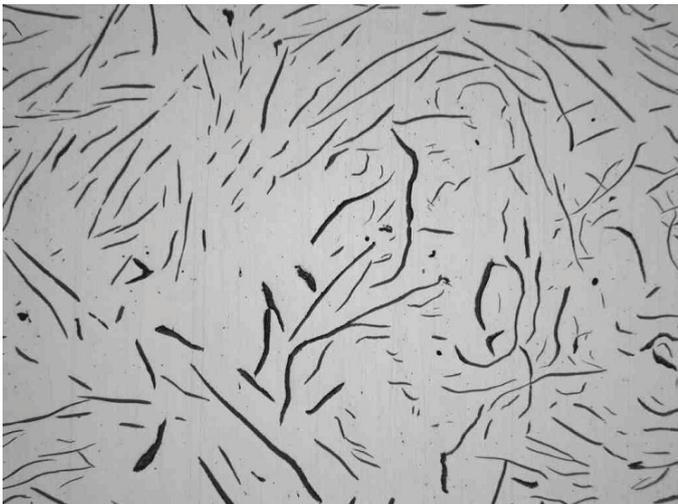
200µm

Bild 117: Schmelze 12; Pr. Nr. 348; 40 mm Platte

43000_1572

HNO₃

200µm

Bild 118: Schmelze 12; Pr. Nr. 348; 40 mm Platte

43000_1522

200µm

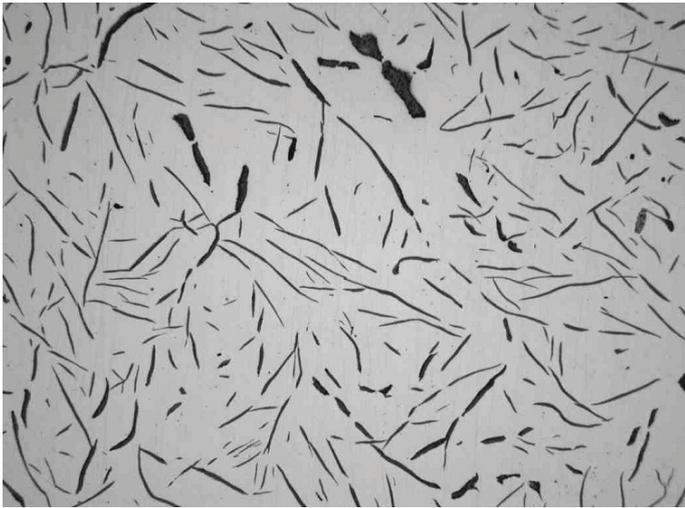
Bild 119: Schmelze 13; Pr. Nr. 352; 20 mm Platte

43000_1579

HNO₃

200µm

Bild 120: Schmelze 13; Pr. Nr. 352; 20 mm Platte



43000_1530

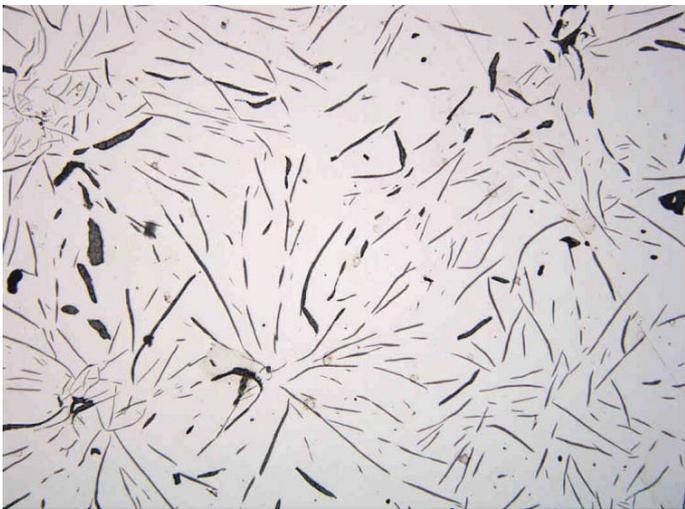
200µm

Bild 121: Schmelze 13; Pr. Nr. 353; 40 mm Platte

43000_1578

HNO₃

200µm

Bild 122: Schmelze 13; Pr. Nr. 353; 40 mm Platte

43000_1814

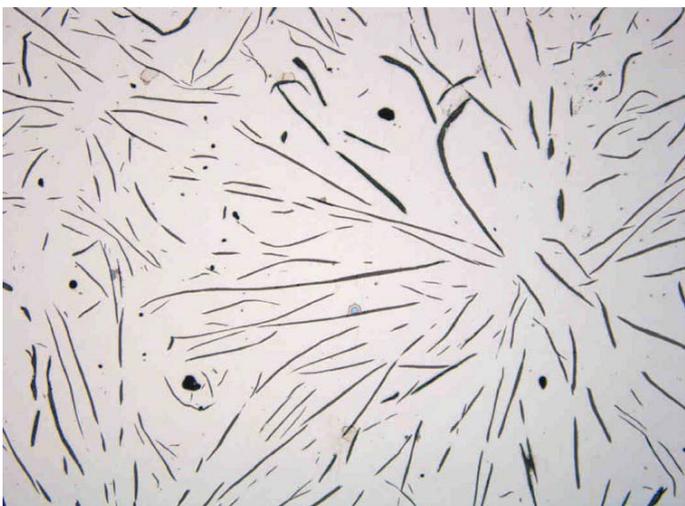
200µm

Bild 123: Schmelze 14; Pr. Nr. 401; 20 mm Platte

43000_1817

HNO₃

200µm

Bild 124: Schmelze 14; Pr. Nr. 401; 20 mm Platte

43000_1815

200µm

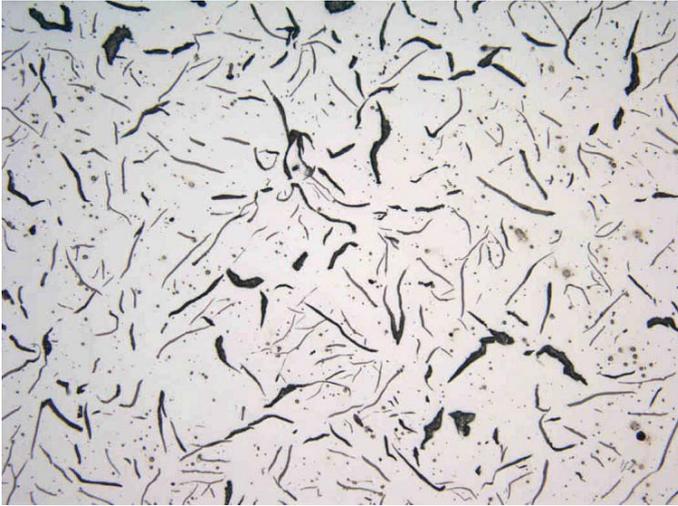
Bild 125: Schmelze 14; Pr. Nr. 402; 40 mm Platte

43000_1816

HNO₃

200µm

Bild 126: Schmelze 14; Pr. Nr. 402; 40 mm Platte



43000_1818

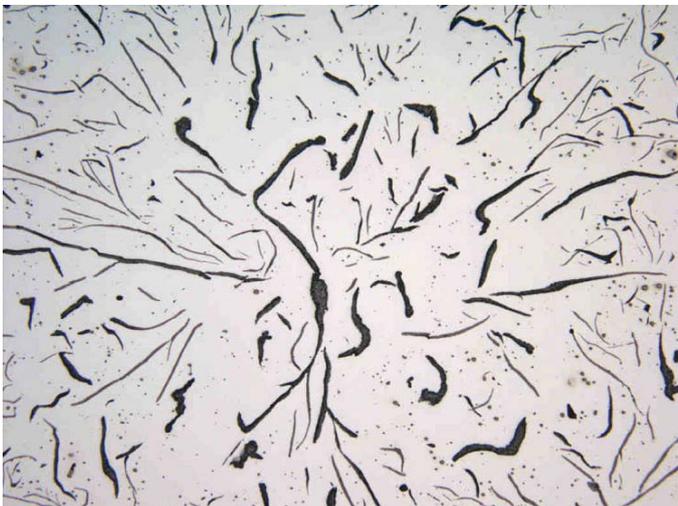
200µm

Bild 127: Schmelze 15; Pr. Nr. 474; 20 mm Platte

43000_1866

HNO₃

200µm

Bild 128: Schmelze 15; Pr. Nr. 474; 20 mm Platte

43000_1826

200µm

Bild 129: Schmelze 15; Pr. Nr. 475; 40 mm Platte

43000_1867

HNO₃

200µm

Bild 130: Schmelze 15; Pr. Nr. 475; 40 mm Platte

43000_1834

200µm

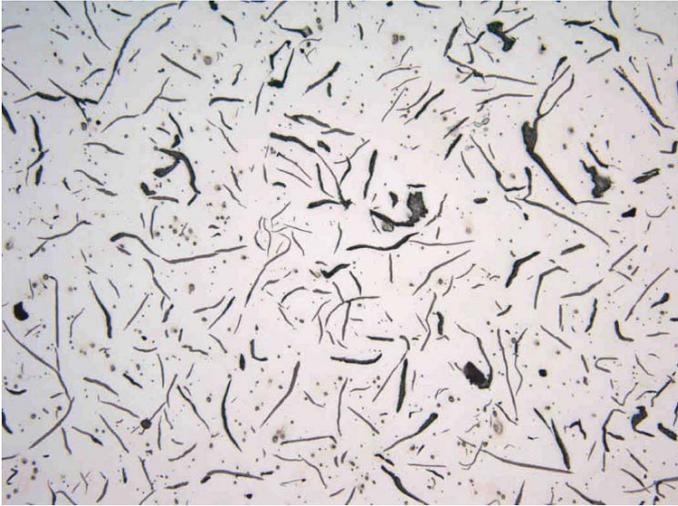
Bild 131: Schmelze 15; Pr. Nr. 478; 20 mm Platte

43000_1871

HNO₃

200µm

Bild 132: Schmelze 15; Pr. Nr. 478; 20 mm Platte



43000_1834

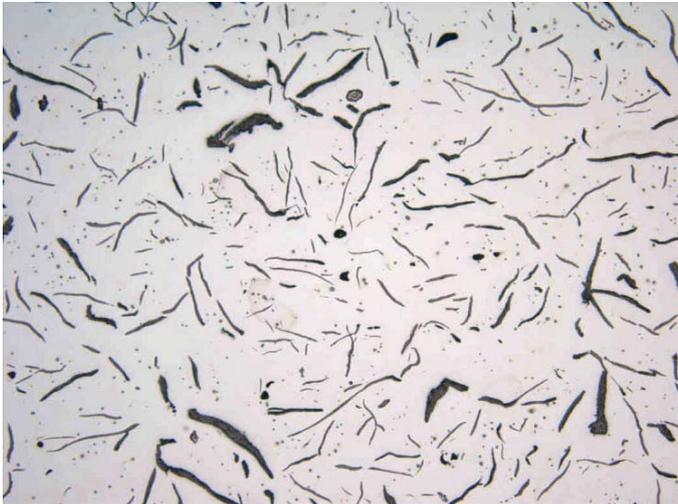
200µm

Bild 133: Schmelze 15; Pr. Nr. 479, 40 mm Platte

43000_1870

HNO₃

200µm

Bild 134: Schmelze 15; Pr. Nr. 479, 40 mm Platte

43000_1850

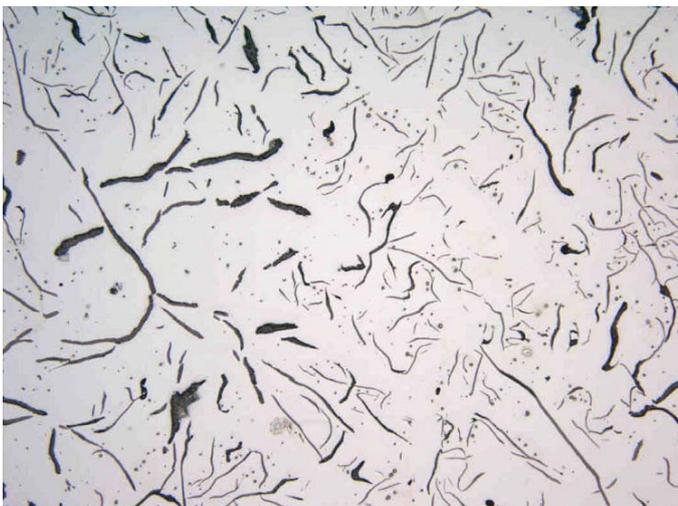
200µm

Bild 135: Schmelze 15; Pr. Nr. 482; 20 mm Platte

43000_1868

HNO₃

200µm

Bild 136: Schmelze 15; Pr. Nr. 482; 20 mm Platte

43000_1858

200µm

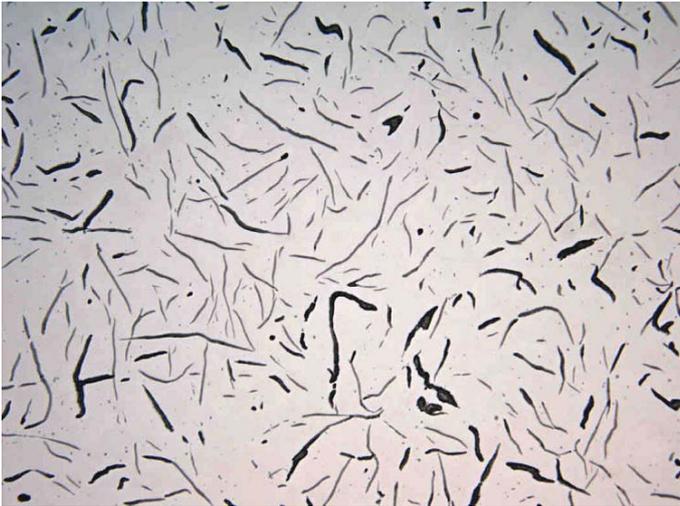
Bild 137: Schmelze 15; Pr. Nr. 483; 40 mm Platte

43000_1869

HNO₃

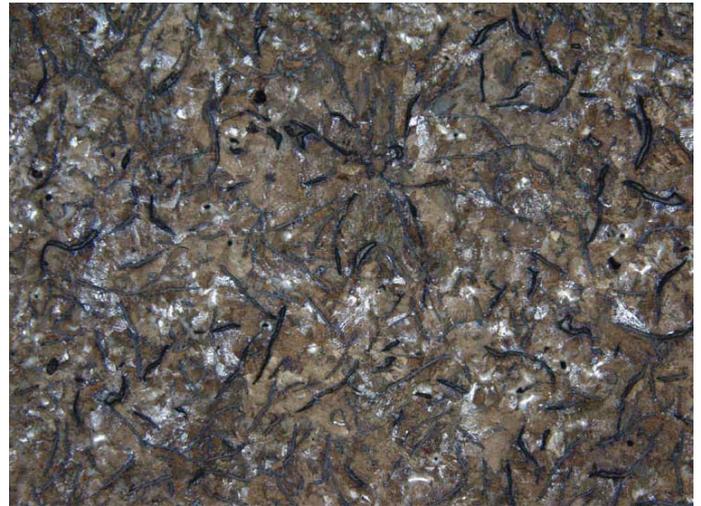
200µm

Bild 138: Schmelze 15; Pr. Nr. 483; 40 mm Platte



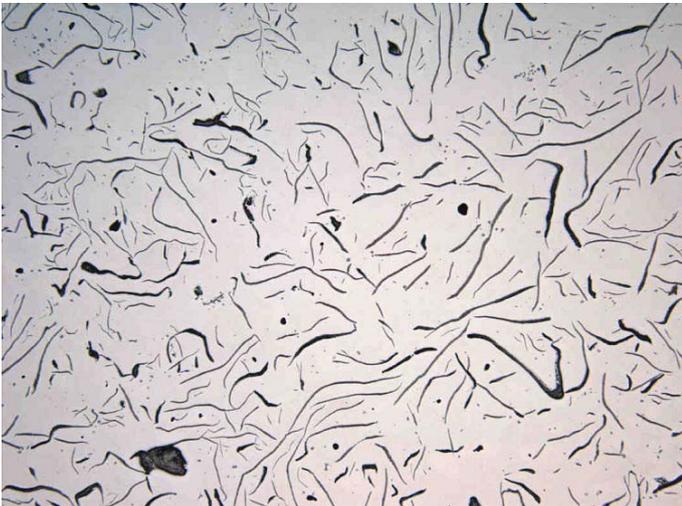
43000_2064

200µm

Bild 139: Schmelze 16; Pr. Nr. 538; 20 mm Platte

43000_538

200µm

Bild 140: Schmelze 16; Pr. Nr. 538; 20 mm Platte

43000_2075

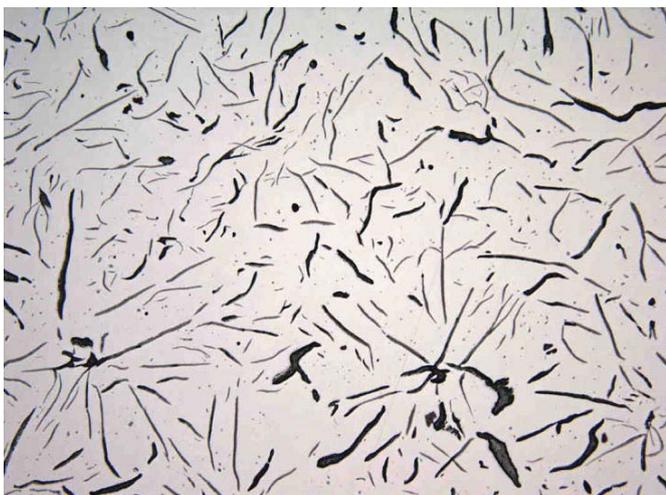
200µm

Bild 141: Schmelze 16; Pr. Nr. 546, 40 mm Platte

43000_2078

HNO₃

200µm

Bild 142: Schmelze 16; Pr. Nr. 546, 40 mm Platte

43000_2057

200µm

Bild 143: Schmelze 17; Pr. Nr. 556; 20 mm Platte

43000_2081

HNO₃

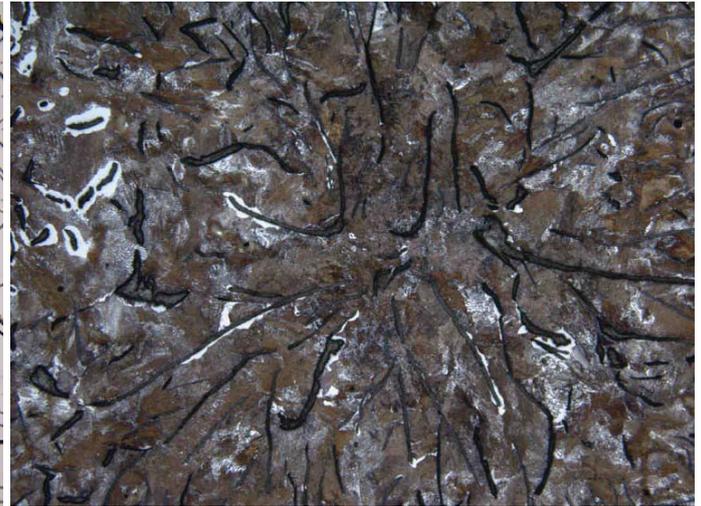
200µm

Bild 144: Schmelze 17; Pr. Nr. 556; 20 mm Platte



43000_2053

200µm

Bild 145: Schmelze 17; Pr. Nr.: 564; 40 mm Platte

43000_2080

HNO₃

200µm

Bild 146: Schmelze 17; Pr. Nr.: 564; 40 mm Platte

43000_2325

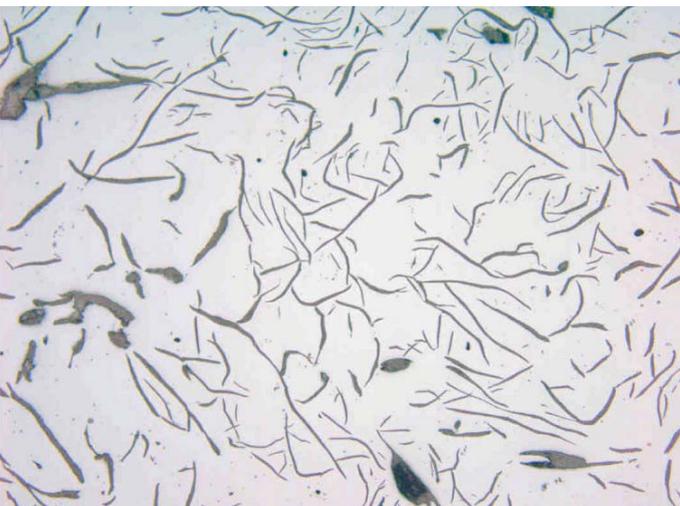
200µm

Bild 147: Schmelze 18; Pr. Nr.: 728; 20 mm Platte

43000_2301

HNO₃

500µm

Bild 148: Schmelze 18; Pr. Nr.: 728; 20 mm Platte

43000_2317

200µm

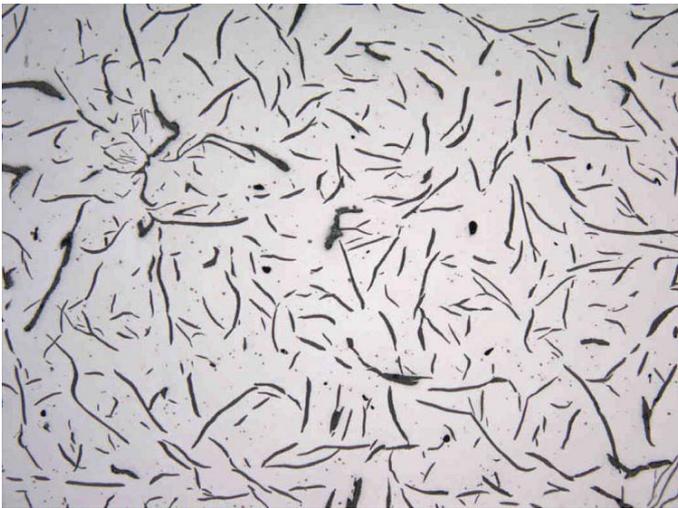
Bild 149: Schmelze 18; Pr. Nr.: 729; 40 mm Platte

43000_2302

HNO₃

500µm

Bild 150: Schmelze 18; Pr. Nr.: 729; 40 mm Platte



43000_2357

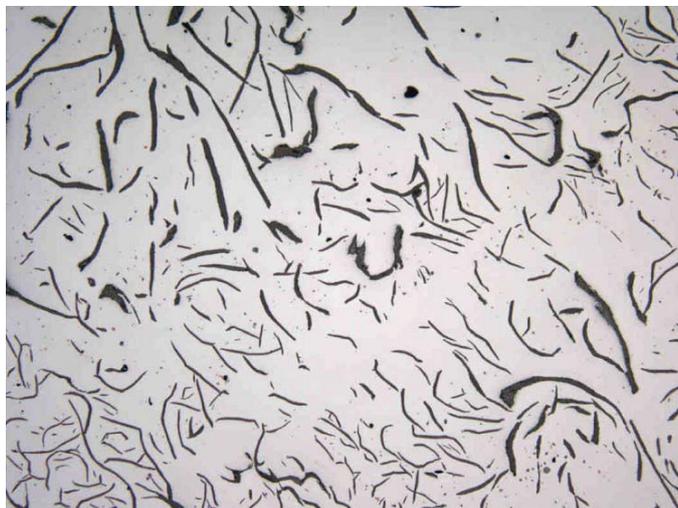
200µm

Bild 151: Schmelze 18; Pr. Nr.: 732; 20 mm Platte

43000_2303

HNO₃

500µm

Bild 152: Schmelze 18; Pr. Nr.: 732; 20 mm Platte

43000_2349

200µm

Bild 153: Schmelze 18; Pr. Nr.: 733; 40 mm Platte

43000_2304

HNO₃

500µm

Bild 154: Schmelze 18; Pr. Nr.: 733; 40 mm Platte

43000_2333

200µm

Bild 155: Schmelze 18; Pr. Nr.: 736; 20 mm Platte

43000_2305

Nital

500µm

Bild 156: Schmelze 18; Pr. Nr.: 736; 20 mm Platte



43000_2341

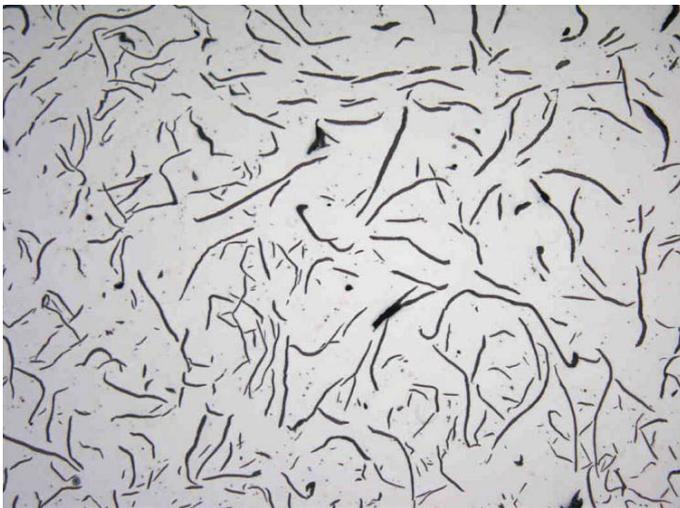
200µm

Bild 157: Schmelze 18; Pr. Nr.: 737; 40 mm Platte

43000_2306

Nital

500µm

Bild 158: Schmelze 18; Pr. Nr.: 737; 40 mm Platte

43000_2420

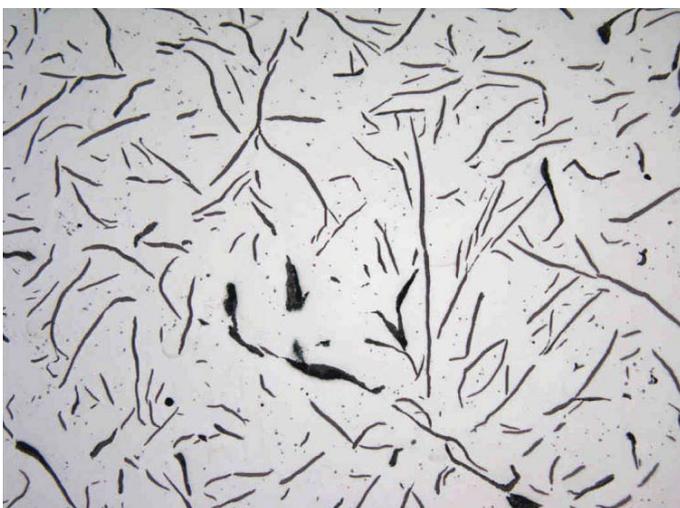
200µm

Bild 159: Schmelze 19; Pr. Nr.: 768; 20 mm Platte

43000_2432

HNO₃

200µm

Bild 160: Schmelze 19; Pr. Nr.: 768; 20 mm Platte

43000_2412

200µm

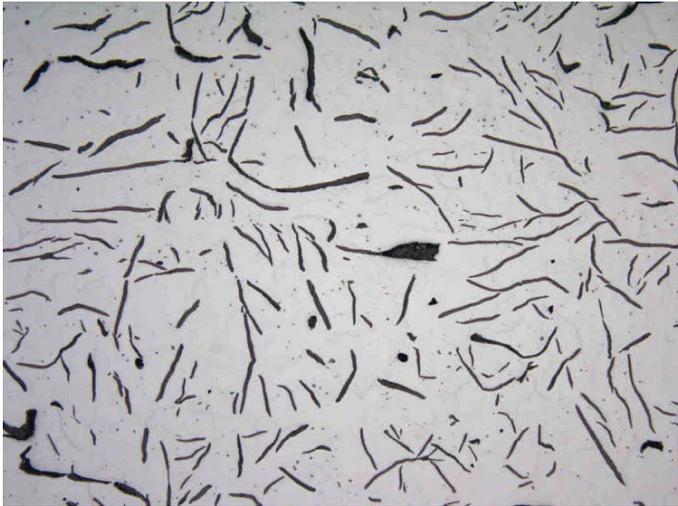
Bild 161: Schmelze 19; Pr. Nr.: 769; 40 mm Platte

43000_2433

HNO₃

200µm

Bild 162: Schmelze 19; Pr. Nr.: 769; 40 mm Platte



43000_2362

200µm

Bild 163: Schmelze 19; Pr. Nr.: 772; 20 mm Platte

43000_2428

HNO₃

200µm

Bild 164: Schmelze 19; Pr. Nr.: 772; 20 mm Platte

43000_2362

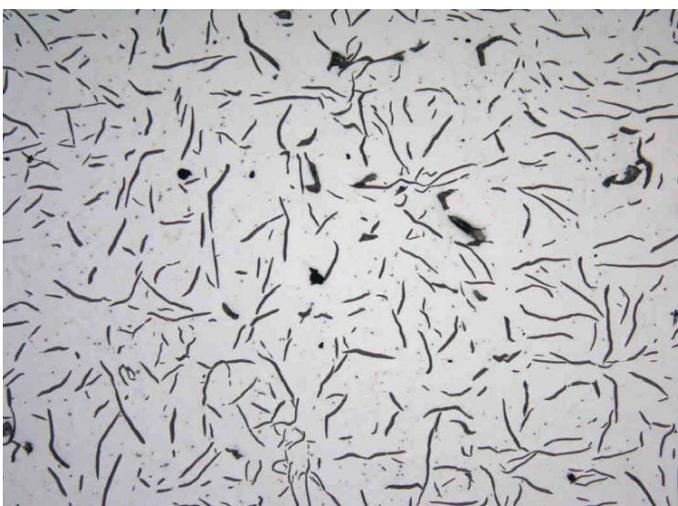
200µm

Bild 165: Schmelze 19; Pr. Nr.: 773; 40 mm Platte

43000_2429

HNO₃

200µm

Bild 166: Schmelze 19; Pr. Nr.: 773; 40 mm Platte

43000_2388

200µm

Bild 167: Schmelze 19; Pr. Nr.: 776; 20 mm Platte

43000_2430

HNO₃

200µm

Bild 168: Schmelze 19; Pr. Nr.: 776; 20 mm Platte



43000_2380

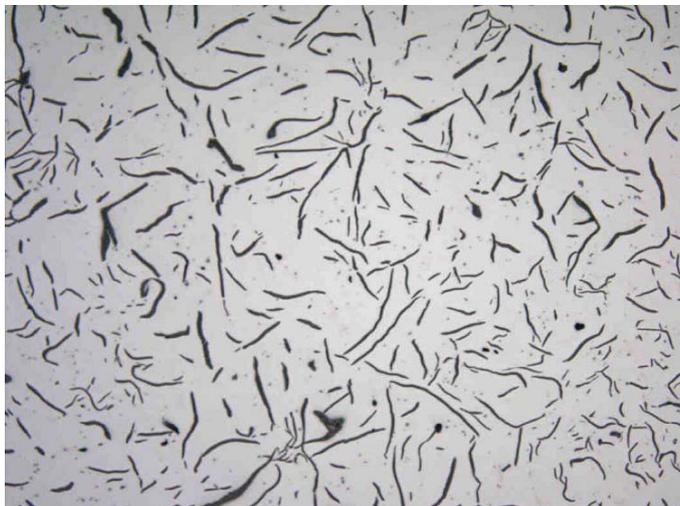
200µm

Bild 169: Schmelze 19; Pr. Nr.: 777; 40 mm Platte

43000_2431

HNO₃

200µm

Bild 170: Schmelze 19; Pr. Nr.: 777; 40 mm Platte

43000_2404

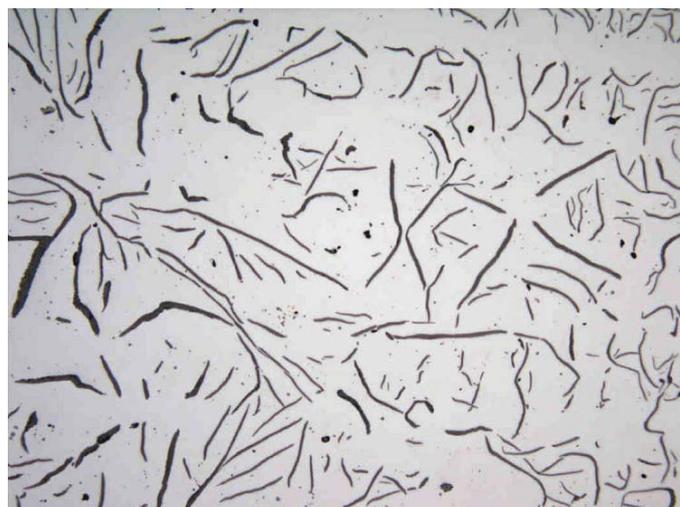
200µm

Bild 171: Schmelze 19; Pr. Nr.: 778; 20 mm Platte

43000_2435

HNO₃

200µm

Bild 172: Schmelze 19; Pr. Nr.: 778; 20 mm Platte

43000_2396

200µm

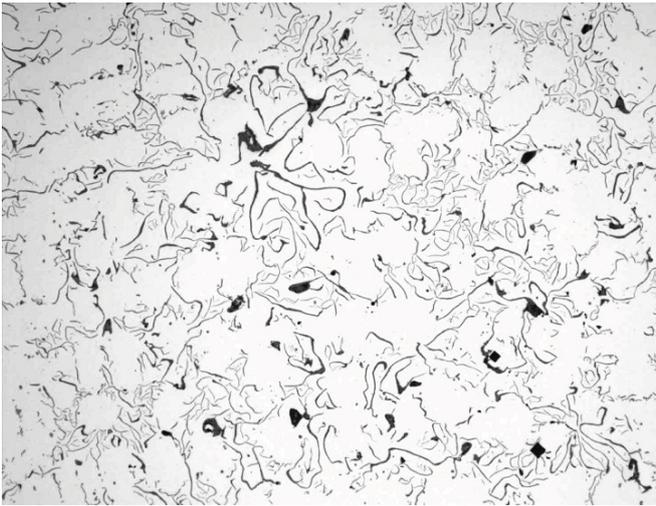
Bild 173: Schmelze 19; Pr. Nr.: 779; 40 mm Platte

43000_2435

HNO₃

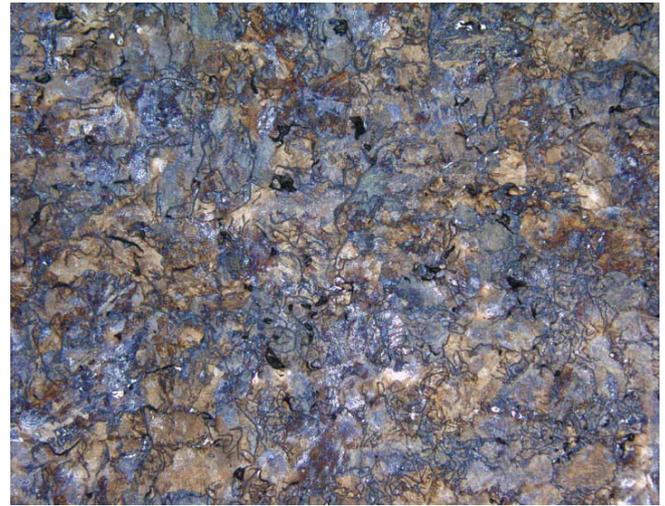
200µm

Bild 174: Schmelze 19; Pr. Nr.: 779; 40 mm Platte



43000_1326

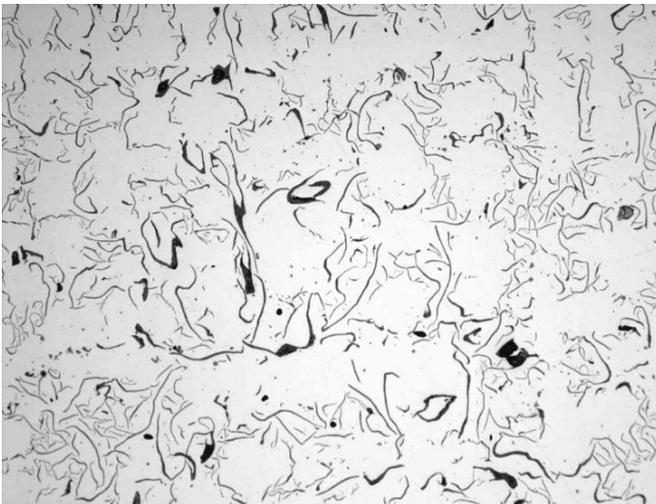
200 µm

Bild 175: Kokillengussstück, Position 1

43000_1321

HNO₃

200 µm

Bild 176: Kokillengussstück, Position 1

43000_1327

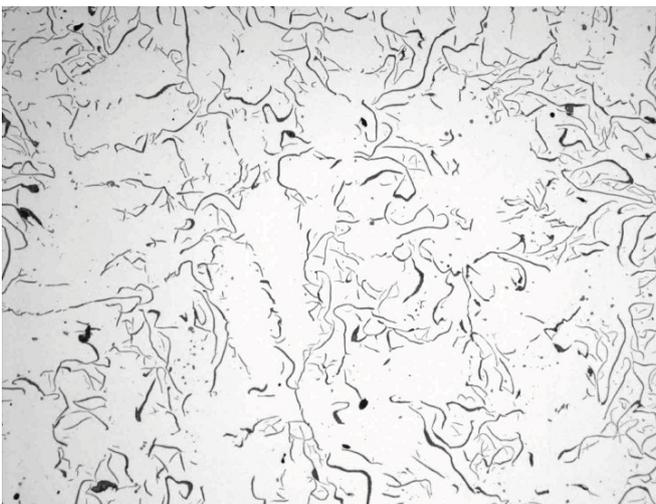
200µm

Bild 177: Kokillengussstück, Position 2

43000_1322

HNO₃

200µm

Bild 178: Kokillengussstück, Position 2

43000_1328

200µm

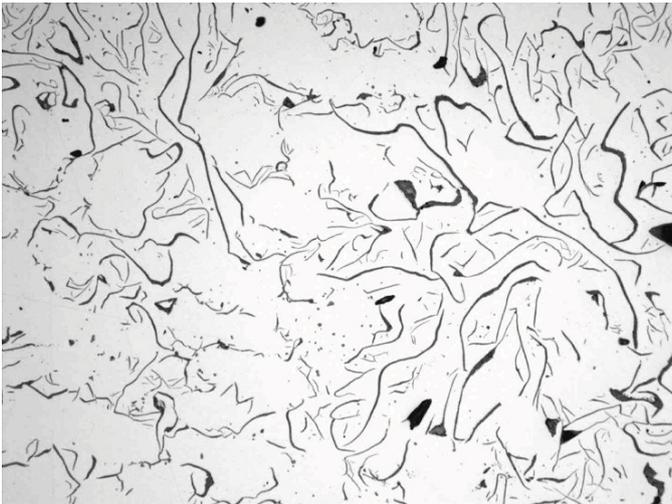
Bild 179: Kokillengussstück, Position 3

43000_1323

HNO₃

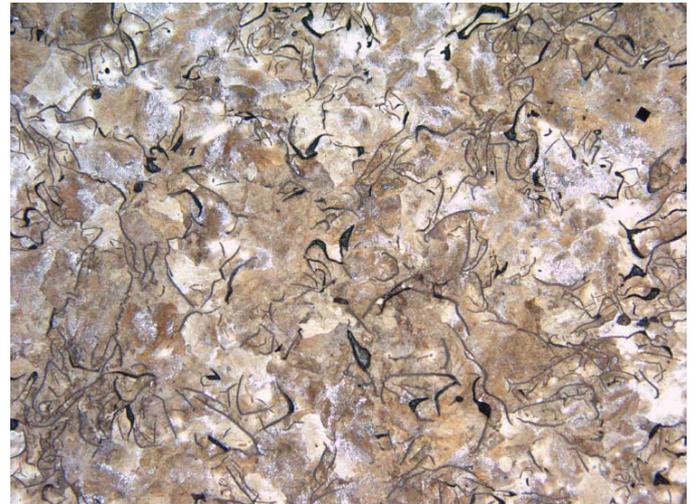
200µm

Bild 180: Kokillengussstück, Position 3



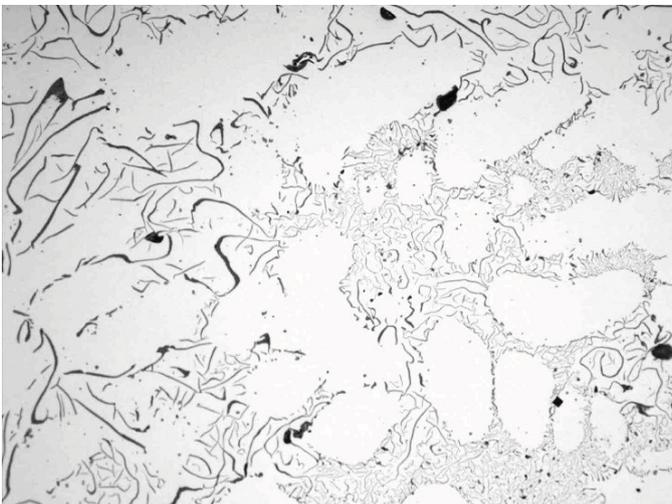
43000_1329

200µm

Bild 181: Kokillengussstück, Position 4

43000_1324

200µm

Bild 182: Kokillengussstück, Position 4

43000_1330

200µm

Bild 183: Kokillengussstück, Position 5

43000_1325

HNO₃

200µm

Bild 184: Kokillengussstück, Position 5