

**„Einfluss von Nickel auf Herstellung und Eigenschaften
von bainitischem Gusseisen mit Kugelgraphit “**

Der Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie
der Technischen Universität Bergakademie Freiberg
eingereichte

DISSERTATION

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur

Dr.-Ing.,

vorgelegt

von Diplom-Ingenieur (TU) Hadi Moualla

geboren am 10. Juli. 1972 in Lattakia/Syrien

Gutachter:

Prof. Dr. -Ing. Klaus Eigenfeld, Freiberg

Prof. Dr. -Ing. Yehia Shash, Kairo/Ägypten

Prof. Dr. -Ing. Babette Tonn, Clausthal

Tag der Verleihung: 18.Septemper.2007

DANKSAGUNG

In der vorliegenden Arbeit werden die Ergebnisse meiner Untersuchungen am Gießerei-Institut der TU Bergakademie Freiberg in den Jahren 2004 bis 2007 zusammenfassend dargestellt. Es ist mir ein Bedürfnis, all denjenigen zu danken, die mich in dieser Zeit unterstützt, gefördert und damit zum Gelingen der Arbeit maßgeblich beigetragen haben.

Besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. -Ing. Klaus Eigenfeld für die Möglichkeit der Durchführung sowie die stete Unterstützung und Förderung dieser Arbeit und natürlich für seine fachliche und organisatorische Betreuung während der gesamten Bearbeitungszeit.

Für die freundliche Übernahme weiterer Gutachten danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Yehia Shash, Department of Mechanical Design and Production, Cairo University, Ägypten und Frau Prof. Dr.-Ing. Babette Tonn, Institut für Metallurgie der TU-Claustahl.

Herrn Dr. -Ing. habil. Jürgen Hübler danke ich in erster Linie für seine uneigennützig wertvolle Hilfe bei der praktischen Durchführung der Arbeit sowie die zahlreichen wertvollen Detailhinweise zu den fachlichen Auswertungen.

Stellvertretend für die Mitarbeiterschaft des Instituts für Eisen- und Stahltechnologie möchte ich mich bei Herrn Dr.-Ing. Andreas Weiß für die fachlichen und redaktionellen Hinweise bei der Durchführung der dilatometrischen Untersuchungen insbesondere bei der Herstellung von ZTU-Schaubildern und den Isothermischen Kurven.

Ein spezieller Dank richtet sich darüber hinaus an Frau Rhena Wolf und Herrn Dr. Uwe Richter für Ihre freundliche und moralische Unterstützung insbesondere für die technische Beihilfe bei der Abfassung der schriftlichen Arbeit.

Herzlicher Dank geht auch natürlich an ALLE technischen Mitarbeiter des Gießerei-Instituts insbesondere in der Gießereihalle und in der Werkstatt für ihre Einsatzbereitschaft, gute Zusammenarbeit und vielfältige Unterstützung bei der praktischen Durchführung der Versuche.

Als Zuguterletzt gilt mein sehr herzlicher Dank meinen Eltern, meiner Frau Samira und meinen beiden Töchtern Saly und Celine sowie meinen Geschwistern, die alle auf ihre Weise zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Vielen Dank auch an ALLE, die ich hier nicht namentlich erwähnen konnte, damit die Danksagung nicht länger als die gesamte Arbeit wird.

Inhaltsverzeichnis

1.	Einleitung	3
2.	Stand der Technik	7
2.1.	Definition und Werkstoffübersicht	7
2.2.	Geschichte und historische Entwicklung	10
2.3.	Produktion und Anwendung	11
2.4.	Ausgangswerkstoff - Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS)	14
2.4.1.	Familie von Gusseisen mit Kugelgraphit.....	14
2.4.2.	Legierungselemente im Gusseisen mit Kugelgraphit.....	16
2.4.3.	Metallurgie und Erzeugung vom Gusseisen mit Kugelgraphit.....	17
2.4.4.	Grundvarianten des Vergütens vom Gusseisen mit Kugelgraphit.....	21
2.5.	Herstellung von ADI	23
2.5.1.	Herstellungsverfahren von ADI	23
2.5.1.1.	Konventionelle Verfahren zum Zwischenstufenvergüten.....	23
2.5.1.2.	Squeeze-casting-Verfahren	24
2.5.1.3.	In-Situ- Kokillenguss Verfahren	26
2.5.1.4.	Lost-Foam-ADI.....	27
2.5.2.	Einflussgrößen auf die Prozesssicherheit und die Eigenschaften.....	28
2.5.2.1.	Einfluss der chemischen Zusammensetzung- Legierungselemente.....	28
2.5.2.2.	Einfluss von Austenitisierungstemperatur und -zeit.....	40
2.5.2.3.	Einfluss der Zwischenstufentemperatur und -dauer	44
2.5.2.4.	Einfluss der Graphitkugelparameter	48
2.5.3.	Abschreckmedien	49
2.6.	Normen und Eigenschaften von ADI	50
2.6.1.	ADI-Normen.....	50
2.6.2.	Mechanische Eigenschaften	52
2.6.3.	Physikalische Eigenschaften	54
3.	Experimentelle Arbeit	57
3.1.	Ziel und Inhalt der Versuche	57
3.2.	Alternative Wärmebehandlung bei reduziertem Siliziumgehalt	61
3.2.1.	Versuchsdurchführung.....	61

Inhaltverzeichnis

3.2.1.1. Herstellung der Ausgangswerkstoffe	61
3.2.1.2. Technologische Bearbeitung der Proben.....	64
3.2.1.3. Ermittlung der Ms-Temperatur	64
3.2.1.4. Durchführung der alternativen Wärmebehandlung.....	66
3.2.2. Ergebnisse und Bewertungsverfahren	67
3.2.2.1. Metallographische Gefügeuntersuchungen	68
3.2.2.2. Messung des ferromagnetischen Phasenanteils mittels Feritscope.....	68
3.2.2.3. Messung der Mikrohärtigkeit der Gefügebestandteile.....	70
3.2.2.4. Ermittlung der mechanischen Eigenschaften	71
3.2.3. Diskussion der Ergebnisse der ersten Versuchsreihe.....	74
3.3. Untersuchungen der Herstellung von ADI mit unterschiedlichen Nickelgehalten	80
3.3.1. Zielstellung.....	80
3.3.2. Versuchsdurchführung.....	81
3.3.2.1. Herstellung der Ausgangswerkstoffe	81
3.3.2.2. Analysieren der Ausgangswerkstoffe im Gusszustand	82
3.3.2.3. Technologische Bearbeitung der Proben.....	85
3.3.2.4. Dilatometrische Untersuchungen	85
3.3.2.5. Durchführung der Wärmebehandlung im Salzbad.....	91
3.3.2.6. Ermittlung der mechanischen Eigenschaften.....	93
3.3.3. Auswertung der Ergebnisse der zweiten Versuchsreihe.....	96
4. Zusammenfassung und Schlussfolgerungen	108
5. Bilderverzeichnis	111
6. Tabellenverzeichnis	115
7. Literaturverzeichnis	117
8. Anhang	129

1. Einleitung

Steigender Wettbewerbsdruck sowie die erhöhten Anforderungen an die Qualität der Produkte und die umweltfreundliche Fertigung erfordern eine ständige Weiterentwicklung der Werkstoffe und der Fertigungstechnologien.

Gerade in Hinblick auf die Kombination aus hervorragender Festigkeit, relativ guter Zähigkeit und Dauerfestigkeit sowie beachtlicher Verschleißbeständigkeit macht bainitisches Gusseisen mit Kugelgraphit und dabei besonders das ADI (Austempered Duktal Iron) durch sein ausferritisches Gefüges seine Vorteile gegenüber Gusseisenwerkstoffen insbesondere Gusseisen mit Kugelgraphit deutlich (**Bild 1-1**).

Auch der Aspekt der Nachhaltigkeit ist bei Gusseisen gegeben, da es sich bei Gusseisenwerkstoffen zu einem Großteil um Sekundärrohstoffe aus Schrotten handelt.

Es ist daher naheliegend, dass das bainitische Gusseisen mit Kugelgraphit in naher Zukunft Marktanteile gewinnt und Inhalt neuer innovativer Forschungsthemen sein wird.

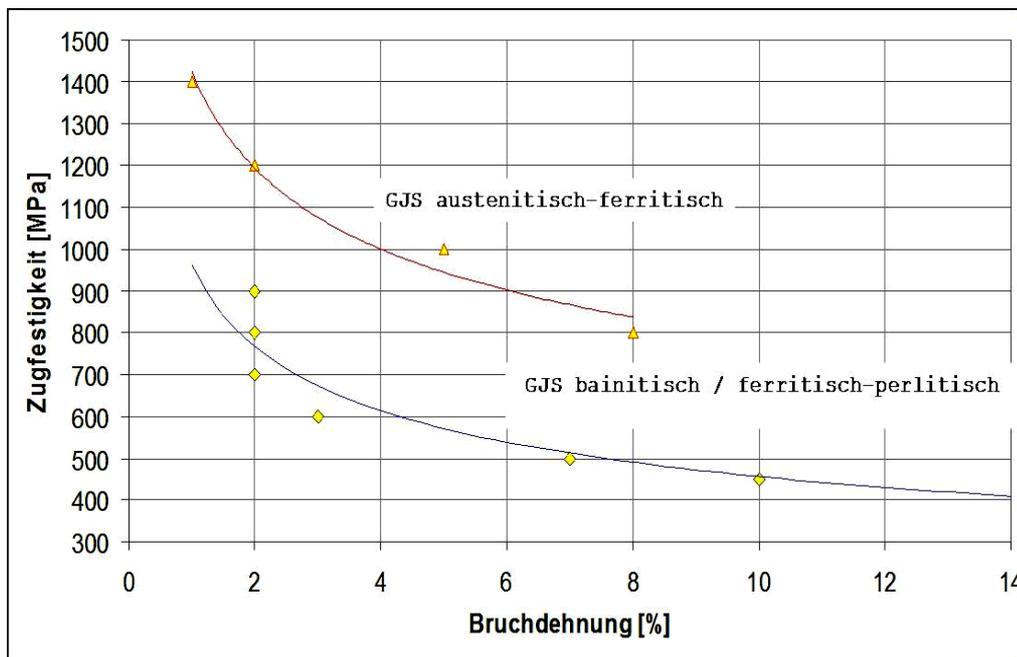


Bild 1-1: Mechanische Eigenschaften von ADI im Vergleich zu herkömmlichen Eisenwerkstoffen gem. DIN EN 1563 (Gusseisen mit Kugelgraphit) und DIN EN 1564 (bainitisches Gusseisen).

Beim Werkstoff ADI handelt es sich um gewöhnliches Gusseisen mit Kugelgraphit, das anschließend in einem engen Prozessfenster wärmebehandelt wird. Dabei gibt

1. Einleitung

es viele werkstoffseitige und technologische Einflussparameter, die über Qualität und Ausbildung des Endgefüges entscheiden.

Das schmale Prozessfenster mit den entsprechend hohen Aufwendungen für die qualitätsgerechte Erzeugung des Werkstoffs sowie das erforderliche Zwischenstufenvergüten, das fast ausschließlich in Salzbädern erfolgt, führt zu entsprechend hohen Kosten und zu umweltbelastenden Folgen. Diese dürften Hauptursache dafür sein, dass sich die Herstellung und Anwendung von ADI in Europa vergleichsweise wenig durchgesetzt hat.

Daraus lässt sich ableiten, dass das Vergüten in der Zwischenstufe den kritischen Weg für die Anwendung des Werkstoffs darstellt. Das Zwischenstufenvergüten ist die zwingend notwendige Wärmebehandlung, um das für den Werkstoff ADI typische ausferritische Gefüge einzustellen.

Im Unterschied zum klassischen Vergüten wird es für die Herstellung von ADI-Gusseisen zwingend notwendig, die Bildung von Martensit und Perlit während der Abkühlung zu verhindern. Ein Unterschreiten der Ms-Temperatur ist deshalb zu verhindern als auch relativ langsame Abkühlungen sind zu vermeiden. Der Austenit soll auf direktem Wege durch ein isothermisches Halten in ein ausferritisches Gefüge umzuwandeln. Das ist nur oberhalb der Martensittemperatur möglich (**Bild 1-2 a**), die üblicherweise im Bereich um 250 °C liegt. Diese Behandlung erfolgt im Temperaturbereich zwischen 250 °C und 400 °C in entsprechend temperierten Salzbädern.

Aus diesen Überlegungen leiteten sich die Ziele der vorliegenden Arbeit mit der Zielstellung ab, *Möglichkeiten für eine alternative Wärmebehandlung bei der Herstellung von ADI zu finden*.

Zur Erhöhung der Flexibilität beim Abschrecken soll zunächst nach Wegen gesucht werden, um die Martensitstarttemperatur des Werkstoffs auf einen möglichst niedrigen Wert einzustellen und gleichzeitig die Perlitbildung zu verzögern werden. Dieses wird bei Eisenwerkstoffen durch das Einbringen von Legierungselementen möglich.

Damit wird es grundsätzlich möglich, diese Wärmebehandlung in zwei Schritten vorzunehmen (**Bild 1-2 b**):

- A. Abschrecken auf eine Temperatur, die unterhalb der Perlitnase und über der Martensitstarttemperatur liegt und
- B. Austempeln in einem konventionellen Wärmebehandlungsofen bei Zwischenstufentemperatur, die je nach einzustellender Werkstoffqualität zwischen 250 °C und 420 °C liegt und bestimmte Zeit dauert.

1. Einleitung

Übereinstimmend wird von allen Autoren die maximale Absenkung der Martensitstarttemperatur durch eine Erhöhung des im Austenit gelösten Kohlenstoffs angegeben. Dieser hängt bei den kohlenstoffreichen Gusseisenwerkstoffen nicht vom Kohlenstoffgehalt der Legierung, sondern nur von der Kohlenstofflöslichkeit im Austenit ab.

Im reinen System Eisen-Kohlenstoff beträgt die maximale Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit 2 % bei 1147 °C und sinkt mit abnehmender Austenitisierungstemperatur auf 0,7 % bei 738 °C. Wie das Eisen-Kohlenstoff-Silizium-Diagramm (**Bild 2-16**) zeigt, wird die Linie S'-E' durch Legierungselemente, besonders durch Silizium, zu niedrigeren Kohlenstoffgehalten verschoben, was zu niedrigeren Ms-Temperaturen führt. Dieser Zusammenhang wurde durch VELEZ [1] in der Gleichung

$$\%C_{\text{Austenit}} = (T_A/420) - 0,17 * \% \text{ Si} - 0,95 \dots\dots\dots (1)$$

quantifiziert. Der höchste Kohlenstoffgehalt wird demzufolge bei niedrigstem Siliziumgehalt und höchster Austenitisierungstemperatur erhalten.

Als weiteres Element zur Absenkung der Martensitstarttemperatur scheint Nickel besonders geeignet zu sein, denn

- Nickel verbessert die Härtebarkeit des Gusseisens sowie seine Festigkeit
- Nickel wirkt graphitisierend. Dadurch sollte die Wirkung des reduzierten Siliziumgehaltes teilweise kompensiert werden.
- Nickel begünstigt die Bildung eines erwünschten perlitischen Gefüges des Ausgangseisens und verzögert der Ferritbildung
- Nickel segregiert nicht an den Austenitkorn Grenzen und fördert nicht die Entstehung von schädlichen freien Karbiden.

Bei genügend niedriger Martensitstarttemperatur wird die Erzeugung eines zwischenstufenvergüteten Gefüges (ADI) ohne die Behandlung im Salzbad möglich. Die konventionelle Herstellung von ADI erfolgt über ein Austenitisieren und ein anschließendes Abschrecken und Halten im Salzbad (**Bild 1-2 a**). Die Salzbadbehandlung stellt einen umständlichen und kostenintensiven Prozess dar. Es stellt sich nun die Frage, ob sich diese Art der Wärmebehandlung nicht auch durch eine konventionelle Wärmebehandlung im Ofen ersetzen lässt. Dies könnte eine erhebliche Erleichterung bei der Herstellung von ADI bedeuten.

1. Einleitung

Aus den dargestellten Zusammenhängen wurde ein Programm für die Untersuchungen zu einer alternativen Wärmebehandlung zur Herstellung von ADI abgeleitet und zur Ermittlung des Einflusses von Ni auf die Kinetik der Umwandlung und auf die Werkstoffeigenschaften bei der konventionellen Wärmebehandlung:

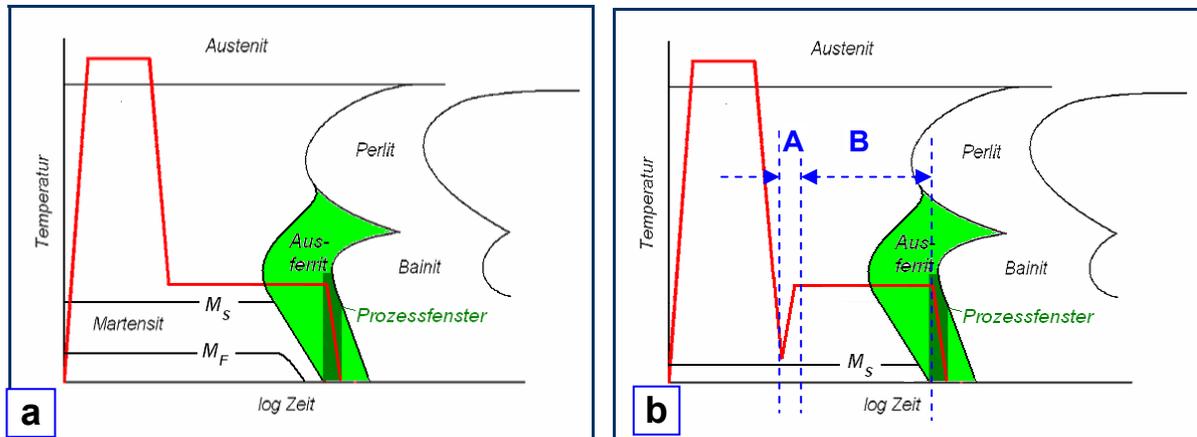


Bild 1-2: Konventionelles(a) und alternatives(b) Austempern zur Herstellung von ADI

2. Stand der Technik

2.1. Definition und Werkstoffübersicht

Zusätzlich der guten Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit im Vergleich zu anderen Gusseisensorten borgen bestimmte Wärmebehandlungen diesen Werkstoff noch weitere Verbesserungen und werden dadurch auch neue Sorten entwickelt.

Dazu gehört die in dieser Arbeit behandelte Gusseisensorte, die in den Fachliteratur verschiedene Namen wie „bainitisches Gusseisen mit Kugelgraphit“, „Zwischenstufenvergütetes Gusseisen mit Kugelgraphit“, „Bainitisch-austenitisches Gusseisen mit Kugelgraphit“, „Bainitisches Gusseisen (GJS)“, „Austenitisch-ferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit“ und „Austempered Ductile Iron (ADI)“ gegeben wurde [2].

Diese Sorte wird nach einer bestimmten Wärmebehandlung von GJS hergestellt.

Obwohl die Bezeichnung „*bainitisches Gusseisen mit Kugelgraphit*“ nach dem VDG-Merkblatt 52 nicht mehr als richtige bzw. genaue Bezeichnung für den heutzutage gemeinten Werkstoff (ausferritisches GJS) betrachtet wurde, wird trotzdem in dieser Arbeit davon ausgegangen, dass man den Einfluss des Elementes Nickel auf die Herstellung und die Eigenschaften von *bainitischen* Gusseisen mit Kugelgraphit und hierbei insbesondere von ADI als gezielter bzw. gewünschter Fall ergründen. Dabei kommt Kugelgraphitguss mit variablem Nickelgehalt als Ausgangsmaterial zum Einsatz.

ADI hat als typischer Gusseisen-Werkstoff aufgrund seines hohen Kohlenstoffanteils ein etwa 10 Prozent geringeres Gewicht als Stahl(-guss) und weist das für Gusseisen übliche gute (Geräusch-) Dämpfungsvermögen auf. Durch die gießtechnische Verarbeitung des Ausgangsmaterials bieten sich erheblich größere Freiheiten bei der Bauteilgeometrie. Durch die sehr gute Vergießbarkeit der Eisengusswerkstoffe ist eine hohe Maßgenauigkeit gewährleistet. Entsprechend gering ist der Bearbeitungsaufwand. Die Werkstoffausbringung von stabil erstarrten Gusseisen (über 75%) ist gegenüber den Stählen (ca. 50%) deutlich höher [24].

Energetisch betrachtet werden für ein typisches ADI-Gussteil nur 50% der Energie eines Stahlgussstückes bzw. 80% weniger Energie gegenüber eines Stahlschmiedestückes benötigt [167].

Im Vergleich mit den genormten Sphäroguss-Sorten nach DIN EN 1563 liegen die Dauerfestigkeitswerte auf fast doppelt so hohem Niveau.

Das Absinken der Werte bei größeren Wandstärken fällt aufgrund der hohen Zähigkeit (bis zu 10 Prozent Bruchdehnung) deutlich geringer aus als etwa bei EN-GJS-700-2 (früher GGG 70). Grundsätzlich ist die Zugfestigkeit vergleichbar mit der vieler Stahlsorten. Der E-Modul (um 160 kN/mm²) liegt allerdings etwa 20 Prozent unter dem von Stahl, was bei der Konstruktion zu berücksichtigen ist, bei Getriebeanwendungen aber nicht unbedingt von Nachteil sein muss. Die Beständigkeit gegen Abrasivverschleiß wird nur noch von karbidischem Gusseisen wie zum Beispiel Ni-Hard übertroffen [3]. Nahezu 80% aller gegossenen und geschmiedeten Stahlteile sind durch ADI substituierbar [167].

Aufgrund der hohen Festigkeits- und Dehnungswerte können bei vorgegebenen Lasten extrem leichte Bauteile konstruiert werden, so dass ADI-Konstruktionen gegenüber Aluminiumlösungen leichter ausfallen können. ADI ist also weit mehr als eine Alternative zu EN-GJS-600-3 oder St37. Es steht bei niedrigeren Kosten im Wettbewerb mit Vergütungsstählen hoher Festigkeit wie 42CrMo4 und 34CrNiMo6 und den derzeit trendigen so genannten Leichtbau-Werkstoffen.

Über das breite Vorteilspektrum von ADI wurde in zahlreichen Veröffentlichungen berichtet, was RIMMER und BROMWICH in [4] wie folgt erfasst haben:

➤ **Ausgezeichnete Gießbarkeit.**

Es kann leicht in komplizierte Formen gegossen werden, das Ausbringen ist sehr hoch.

➤ **Geringe Bearbeitungskosten.**

ADI ist für nahezu maßgenaues Gießen gut geeignet. Es benötigt eine geringere Bearbeitungszugabe. Im Gegensatz zum Stahl kann das Material vor der Zwischenstufenumwandlung besser bearbeitet werden. Beim ADI entstehen bei der Bearbeitung dichte unterbrochene Späne, welche leicht gehandhabt werden können. Hierdurch werden die Kosten pro Masseinheit zusätzlich gesenkt.

➤ **Geringe Wärmebehandlungskosten.**

Die Zwischenstufenumwandlung kostet im Allgemeinen weniger als eine Oberflächenaufkohlung oder induktive Härtung. Sie ermöglicht außerdem einen höheren Grad an Gefügehomoogenität und bestimmbarer Maßveränderungen.

➤ **Geringer Energieverbrauch.**

Ein typisches ADI-Gussstück braucht 50 % weniger Energie als ein Stahlgussstück und 80 % weniger Energie als ein Stahlschmiedestück.

➤ **Leistungsvorteile.**

Auf Grund seiner überlegenen Leistungsfähigkeit werden ADI-Gussstücke in bestimmten Anwendungsbereichen sehr schnell Stahlschmiedeteile, geschweißte Ausführungen, aufgekohlten Stahl und Aluminium verdrängen.

➤ **Festigkeit von ADI ist vergleichbar mit der von Stahl.**

Wegen der vergleichbaren Festigkeit können beinahe 80 aller gegossenen und geschmiedeten Stahlteile durch Teile aus Gusseisen mit Kugelgraphit (EN-GJS) oder ADI ersetzt werden.

➤ **Niedrigeres spezifisches Gewicht als Stahl.**

Das spezifische Gewicht von ADI-Material ermöglicht eine Gewichtsreduzierung bei der Konstruktion ohne Leistungsverlust. Eine ADI-Konstruktion wird in jedem Fall um 10 % leichter sein als eine Stahlkonstruktion.

➤ **Massereduzierung gegenüber Aluminiumteilen.**

ADI-Teile haben eine dreimal so hohe Festigkeit wie ein vergleichbares gegossenes oder geschmiedetes Aluminiumteil, wiegen aber nur 2,5-mal so viel. Deshalb kann durch Ersatz eines Aluminiumteils durch ein sachgemäß entworfenes ADI-Teil eine Gewichtsreduzierung erreicht werden.

➤ **Ausgezeichnete dynamische Eigenschaften.**

Die dynamischen Eigenschaften von ADI übertreffen die von geschmiedetem, gegossenem und mikrolegiertem Stahl. Anders als bei Aluminium bleibt die Dauerstandfestigkeit von ADI auch nach mehreren zehn Millionen Lastwechseln beinahe gleich.

➤ **Verbesserte Geräuschkämpfung.**

Der Graphit im ADI-Gefüge verbessert die Geräuschkämpfung, so dass die Teile leiser und ruhiger arbeiten.

➤ **Überlegene Verschleißeigenschaften.**

Die Abriebfestigkeit von ADI übertrifft die von herkömmlich bearbeitetem Stahl und Eisen bei einem niedrigeren „Masse“-Härteniveau. Im Vergleich zu aufgekohltem Stahl, der seine Widerstandsfähigkeit verliert, wenn die aufgekohlte Schicht abgetragen ist, verbessert sich die Verschleißbeständigkeit von ADI im Einsatz. ADI ist dem

Stahl in jeder Härtequalität überlegen und ist ideal für Bauteile an Erdbewegungsmaschinen und in anderen Anwendungsbereichen mit einem hohen Verschleiß.

2.2. Geschichte und historische Entwicklung

Obwohl ADI in Europa ein noch relativ unbekannter, „neuer“ Werkstoff ist, blickt er durchaus auf eine längere Historie zurück. Erste Quellen dokumentieren das heute als ADI bekannte Gefüge bereits Anfang der 50iger Jahre [5]. DEMIDOVA und RUTKOWSKY haben sehr wahrscheinlich zum ersten Mal das Bainit-Austenit-Gefüge im Gusseisen mit Kugelgraphit entdeckt und untersucht, dessen mechanische Eigenschaften jedoch nicht ermittelt und wohl deshalb diesen Gusswerkstoff auch in der Praxis nicht zur Anwendung bringen konnten, [6, 7, 8].

Erst Ende der sechziger Jahre und mit Anfang der siebziger Jahre begannen offenbar unabhängig voneinander in den USA, in Finnland und in der Volksrepublik China Entwicklungsprogramme, um zwischenstufenvergütetes Gusseisen mit Kugelgraphit in größerem Maßstab zu erzeugen und einzusetzen, und zwar zunächst hauptsächlich für Zahnräder, [9].

Tabelle 2-1: ADI und seine historische Entwicklung [20]

Jahr	Entwicklung
1930	erste Experimente mit wärmebehandeltem Gusseisen
1937	Dokumentation der ausferritischen Struktur in GJL
1948	Millis: Entdeckung von GJS incl. Patent
1952	erste Quelle zu ADI
1960	General Motors startet mit ADI-Getriebe Programm
1980	Start einer systematischen Forschung zu ADI
1990	Standardisierung nach ASTM in den USA
1997	Standardisierung nach EN-1564 in Europa
2006	Internationale Standardisierung nach ISO/DIS 17804-2006

2.3. Produktion und Anwendung

Über die Menge und die Verteilung der Weltproduktion von aus ferritischen Gusseisen mit Kugelgraphit (ADI) wurde in einigen Veröffentlichungen und Statistiken der Firmen und Fachvereine berichtet.

Bis zum Jahr 1997 wurden weltweit ca. 100 000 t/Jahr Gusstücke aus ADI produziert [17]. Demgegenüber betrug die gesamte Weltproduktion von Gusseisen mit Kugelgraphit im Jahr 1995 fast 13 Millionen Tonnen [14]. Die geschätzte europäische Erzeugung liegt bei etwa 6000 t/a, wobei der Schwerpunkt bei verschleißbeständigen Bauteilen liegt. In Japan werden schätzungsweise etwa 10.000 t/a ADI hergestellt [18]. 1996 wurden in den USA ca. 30.000 t/a hergestellt [22]. 1997 wurden in der ganzen Welt 60.000 t ADI hergestellt. 1999 betrug die Weltproduktion von ADI über 120 000 t/a, wovon ca. 100 000 t auf Nordamerika und etwa 20 000 t auf Europa entfielen [15].

Bild 2-1 stellt die Produktion und Zuwachsrate von ADI auf der Welt von 1975 bis 2005 dar [21, 23].

Bis Ende dieses Jahrzehntes (2010) wird erwartet, dass dieses Wachstum mit der Weltproduktion weitergeht und die gesamte Weltproduktion von ADI bis zu 300.000 Tonnen erreicht [4, 13].

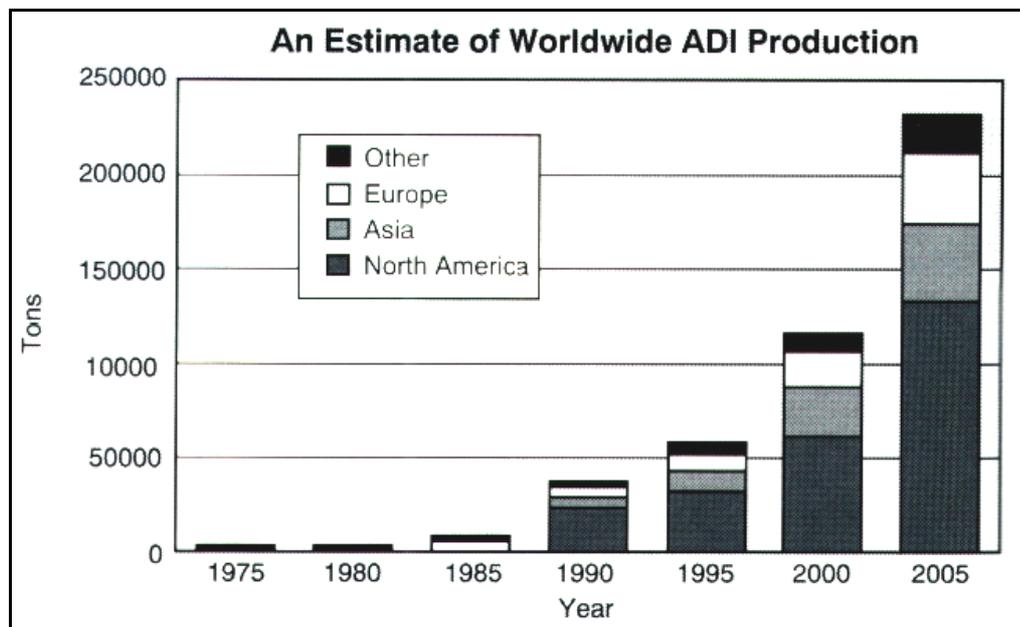


Bild 2-1: Weltproduktion und Zuwachsrate von ADI von 1975 bis 2005 [21, 23].

Anwendungen

Die erste industrielle Anwendung fand ADI 1972 mit der Kurbelwelle für den Kompressor eines Kühlaggregats[3]. Die häufigste Anwendung von ausferritischen Guss-eisenwerkstoffen findet bei verschleißbeanspruchten Teilen mit guten Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften statt [11]. Zu Beginn des ADI-Einsatzes in den USA waren etliche Anwendungen im Zahnradbereich erfolgreich. Dabei stellte sich heraus, dass nicht nur die erforderlichen mechanischen Eigenschaften erfüllt wurden, sondern neben den geforderten Lasteigenschaften im Betrieb auch eine deutliche Geräuschkürzung auftrat. Zuerst nahm man an, dass ADI-Zahnräder wegen ihres hohen Kohlenstoffgehaltes gegenüber Stahl leiser waren.

Mittlerweile wurde festgestellt, dass ihre „Anpassungsfähigkeit“ der entscheidende Faktor ist. Ihre geringere Steifigkeit (etwa 75 Prozent derjenigen von Stahl) führt zu einer elastischen Verformung der Oberfläche und damit zur Ausbildung größerer Kontaktflächen. Ein reduzierter Geräuschpegel ist die Folge [3].

Außerdem bewährt sich ADI bei Anwendungen, bei denen neben hoher Festigkeit und ausreichender Zähigkeit auch Verschleißfestigkeit gefordert ist (Zahnkränze, Kurbelwellen, Lauf- und Förderrollen). Der größte Markt liegt im Bereich Lastwagen, Busse und schwere Anhänger. Im amerikanischen und europäischen Markt sind Anwendungen im Fahrwerksbereich Allgemeingut.

Volvo, Saab, Freightliner, MAN, Iveco, Navistar, DaimlerChrysler, General Motors, Ford und Kenworth setzen ADI-Komponenten ein. Die Aktualität des Themas für EU-Markt zeigt sich auch an einigen Forschungsthemen, die derzeit in Deutschland bearbeitet werden. Ziel ist der Einsatz von ADI für Sicherheitsbauteile im Fahrwerksbereich, um Schmiedeteile zu ersetzen (Gewichts- und Kostenvorteile). Für diese dynamisch hochbelasteten Bauteile spielt die hohe Dauerfestigkeit die entscheidende Rolle [5, 3, 2, 8]. Bekannte Markenbezeichnungen für diesen Werkstoff sind CasTuf, Germanite und Kymenite, wobei auch Patentrechte bestehen [10].

Bild 2-2 zeigt einige Bauteile aus dem Werkstoff ADI.

2. Stand der Technik



Bild 2-2: Einige Anwendungsbeispiele von ADI [12]

2.4. Ausgangswerkstoff - Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS)

ADI-Rohguss ist Gusseisen mit Kugelgraphit. Das Gusseisen mit Kugelgraphit ist eine Eisen-Kohlenstoff-Silizium-Legierung, dessen als Graphit ausgeschiedener Kohlenstoff nahezu vollständig in weitgehend kugelförmiger Form vorliegt, [24].

2.4.1. Familie von Gusseisen mit Kugelgraphit

Gusseisen mit Kugelgraphit ist kein einzelner Werkstoff, sondern eine Familie von Werkstoffen, die durch die Möglichkeit der Steuerung des Feingefüges ein breites Spektrum an Eigenschaften bietet. Das charakteristische Merkmal, das alle Arten von Gusseisen mit Kugelgraphit verbindet, ist die mehr oder weniger sphärolithische Form der Graphitkugeln. Die Kugeln verhindern die Rissausbreitung aufgrund des stumpfen Rissgrunds und machen das Gusseisen mit Kugelgraphit duktil (zäh). Diese Kenngröße ist entscheidend für die Qualität und die Beschaffenheit von Gusseisen mit Kugelgraphit und wird in kompetenten Sphärogießereien mit hoher Maßgenauigkeit bestimmt und gesteuert [25, 26].

Mit einem hohen prozentualen Anteil an Graphitkugeln im Gefüge werden die mechanischen Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit durch das Grundgefüge bestimmt. Das **Bild 2-3** zeigt den Zusammenhang zwischen Feingefüge und Zugfestigkeit bei einer weit reichenden Spanne an Eigenschaften.

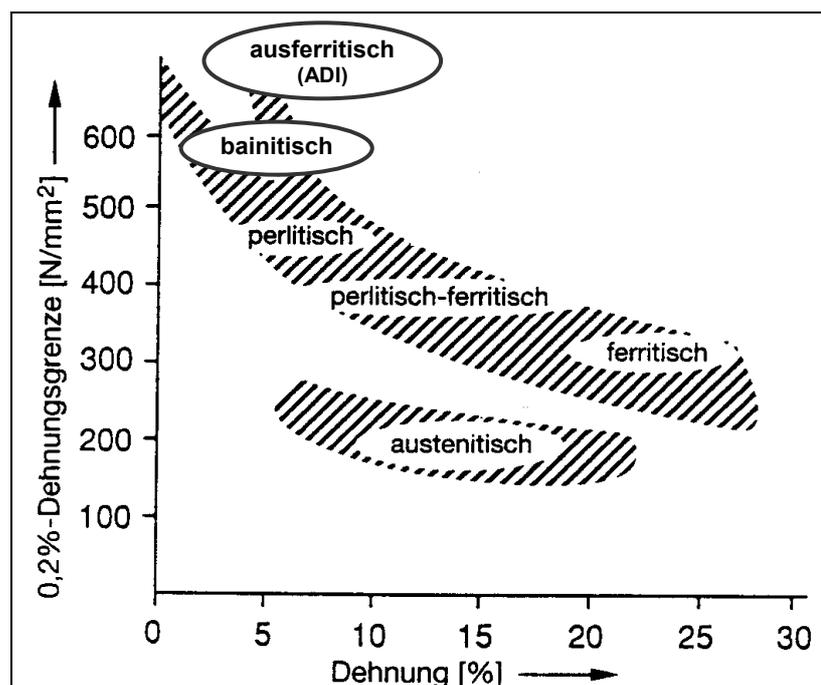


Bild 2-3: Zusammenhang zwischen Feingefüge und Zugfestigkeit [27, 28].

Die Bedeutung des Grundgefüges für die Steuerung der mechanischen Eigenschaften wird durch die Verwendung von Grundgefügenamen für die Bezeichnung der im **Bild 2-4** gezeigten Sorten von Gusseisen mit Kugelgraphit unterstrichen.

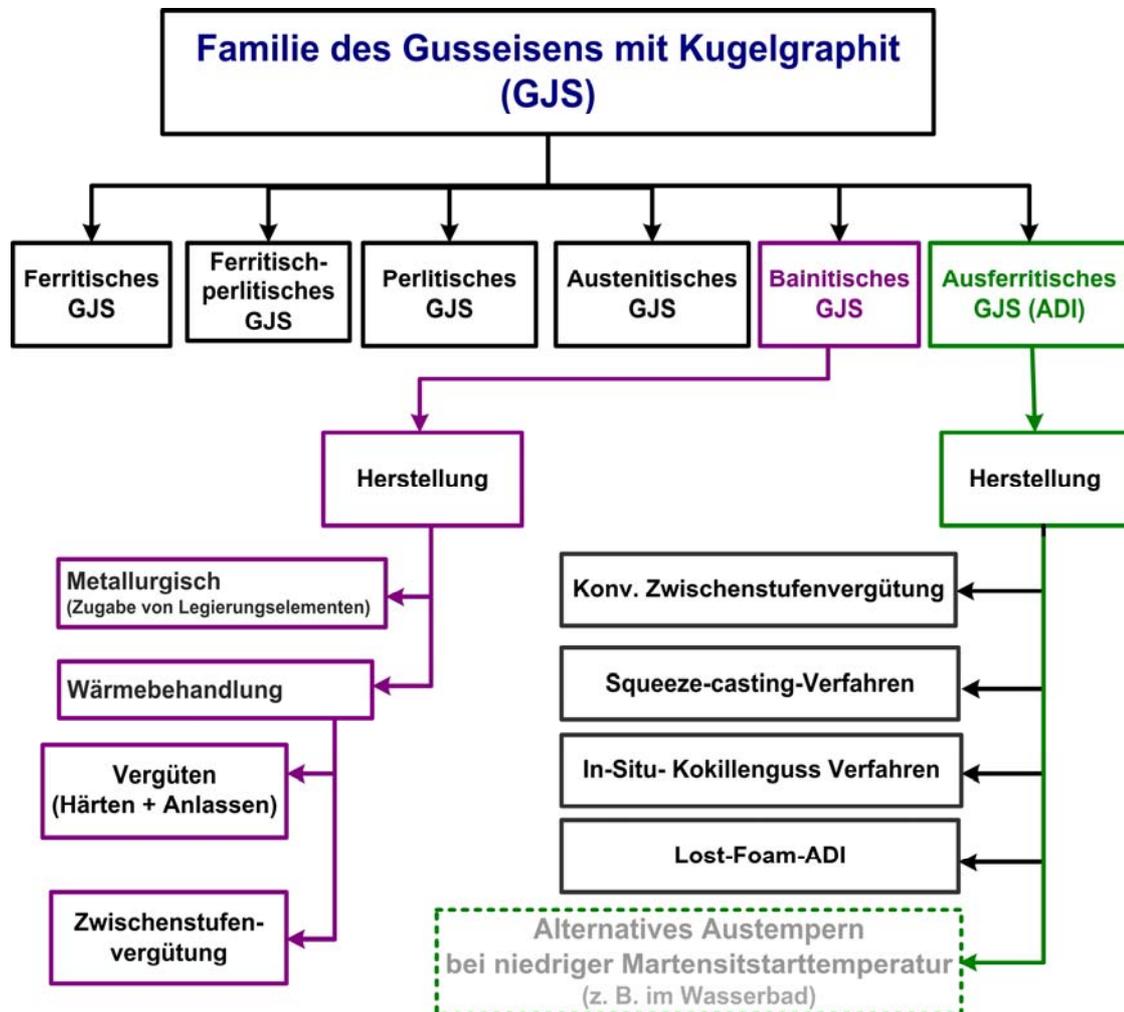


Bild 2-4: Familie des Gusseisens mit Kugelgraphit

Wie das **Bild 2.4-2** zeigt, besteht diese Werkstoffgruppe aus mehreren Sorten. Zusätzlich den vier bekannten Sorten wie das ferritische, ferritisch-perlitische, perliti-sche und austenitische Gusseisen mit Kugelgraphit haben die anderen jüngeren Fa-milienmitglieder in den letzten Zeiten große Interesse sowohl bei den Gusseisenan-wender als auch bei den Forschern und Werkstoffentwickler gehabt.

Während die harte und verschleißfeste bainitische Gusseisensorte bei entsprechend hohem Legierungsgehalt im Gusszustand und/oder durch eine Wärmebehandlung hergestellt werden kann [26, 66], lässt sich das austenitisch-ferritische Gusseisen mit Kugelgraphit (ADI), das jüngste Mitglied der Familie, durch spezielle Wärmebehand-lung (Zwischenstufenvergütung) und noch durch andere entsprechende neu entwi-

ckelte Verfahren aus Gusseisen mit Kugelgraphit herstellen. ADI ist doppelt so hart wie perlitisches Gusseisen mit Kugelgraphit, hat aber dennoch eine hohe Dehnung und Zähigkeit. Diese Eigenschaftskombination kennzeichnet einen Werkstoff mit ausgezeichneter Verschleiß - und Dauerschwingfestigkeit, [27].

2.4.2. Legierungselemente im Gusseisen mit Kugelgraphit

Die chemische Zusammensetzung einer Schmelze hat einen wesentlichen Einfluss auf die Güteeigenschaften des Gussstückes. Die Wirkung der einzelnen Elemente muss dabei im Hinblick auf die zu erreichenden Gussteileigenschaften positiv oder negativ gesehen werden.

Die chemischen Bestandteile können sehr verschiedener Herkunft sein, z.B. aus eingeschmolzenem Schrott, dem Roheisen oder der Ferrolegierung. In den letzten Jahren hat das Wiedereinschmelzen von zum Teil hochlegierten Stählen den Grad der Beimengungen, insbesondere der Schwermetalle Nickel, Chrom, Kupfer und Molybdän, stark erhöht [29]. Diese Elemente erhöhen und stabilisieren den Perlitgehalt, sind also bei der Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit als Rohguss bzw. Ausgangswerkstoff für ADI-Erzeugung als positiv wirkende Elemente anzusehen. Einige andere chemische Elemente sind hingegen generell als Störelemente zu bezeichnen. Dazu gehören z.B. Blei, Wismut und Aluminium, die alle die Bildung der Graphitkugeln behindern oder zu Kugelentartungen führen. Eine kurze Zusammenfassung über die wesentlichen Einflüsse von Legierungselementen auf die Erstarrung und Gefüge von Gusseisenwerkstoff gibt die **Tabelle 2-2**.

Tabelle 2-2: Einfluss von Legierungselementen auf Erstarrung und Gefüge von Gusseisen [10]

Element	Anteil in %	Einfluss auf Erstarrung	Einfluss auf Gefüge	Bemerkung
Al	0,10 bis 0,50	Starker Graphitbildner Vermindert Weißerstarrung (1 % Al wirkt wie ca. 0,5% Si)	Stabilisiert den Ferrit, erhöht den Graphitanteil und vermindert die Härte	Wenig verwendet wegen Aluminiumoxideinschlüssen und Neigung zu Pinhole-Bildung
Cr	0,50 bis 1,00	Starker Carbidbildner Erhöht Weißerstarrung (1% Cr neutralisiert die Wirkung von ca. 1 % Si)	Stabilisiert den Zementit, verringert und feint den Graphit und steigert die Härte	Zur Erhöhung der Härte und Verschleißbeständigkeit
Cu	0,50 bis 2,00	Schwacher Graphitbildner: Vermindert Weißerstarrung (1% Cu wirkt wie ca. 0,35% Si)	Fördert die Perlitbildung	Mit Cr und/oder Mo für vollperlitische Gusseisensorten
Mn	0,30 bis 1,20	Bindet den Schwefel; überschüssige Mn-Gehalte fördern die Weißerstarrung (1% Mn neutralisiert die Wirkung von ca. 0,25% Si)	Perlitbildner: stabilisiert den Austenit und feint den Graphit und Perlit	Erhöht Fließvermögen beim Gießen und wirkt desoxidierend und auch kornfeinend

2. Stand der Technik

Fortsetzung der **Tabelle 2-2**

Mo	0,25 bis 1,00	Schwacher Carbiddbildner (1% Mo wirkt wie 0,33% Cr und neutralisiert die Wirkung von 0,33% Si)	Starker Perlitbildner, feint den Graphit und Perlit	Hauptsächlich mit Cu, Ni und/oder Cr für hochfeste Gußeisen sorten
Ni	0,10 bis 3,00	Graphitbildner: Vermindert Weißerstarung (1% Ni wirkt wie 0,33% Si und neutralisiert die Wirkung von 0,33% Cr)	Schwacher Perlitbildner; stabilisiert den Austenit und feint den Graphit und Perlit	Verbessert Dichte und Zähigkeit und gleicht Härte in unterschiedlichen Wanddicken aus
Si	0,50 bis 3,50	Starker Graphitbildner; vermindert wirksam die Neigung zur Weißerstarung	Stabilisiert den Ferrit und erhöht die Menge der Graphitausscheidungen	Verwendet als Impfmittelkomponente zur Vermeidung von Weißerstarung
Ti	0,05 bis 0,10	Graphitbildner; senkt Neigung zur Weißerstarung	Feint den Graphit	Erhöht das Fließvermögen
V	0,15 bis 0,50	Sehr starker Carbiddbildner (1% V neutralisiert die Wirkung von ca. 1,75% Si)	Starker Perlitbildner; stabilisiert den Zementit	Erhöht Härte und Beständigkeit gegen Verschleiß und Hitze

2.4.3. Metallurgie und Erzeugung vom Gusseisen mit Kugelgraphit

Zur Herstellung einer Ausgangsschmelze für die GJS-Erzeugung sind im Prinzip alle Schmelzaggregate für die Gusseisenerzeugung geeignet. Das Basiseisen wird für die Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit nach folgenden Verfahren erschmolzen:

-Schmelzen im Induktionstiegelofen (Simplex-Verfahren),

-Schmelzen im Kupolofen oder Lichtbogenofen, eventuell auch im Drehtrommelofen, anschliessend Umsetzen in einen Induktionsofen (Duplex-Verfahren). In der Regel werden drei Verfahrensschritte erforderlich, die zum einen die kugelige Ausbildung des Graphits und zum anderen das angestrebte Grundgefüge bewirken: Entschwefeln, Magnesiumbehandlung und Impfen [29].

Schmelzebehandlung

Die sphärolitische Ausbildung des Graphits wird durch eine Schmelzebehandlung erreicht, die aus der Zugabe oberflächenaktiver, sauerstoff-, und schwefelaffiner Elemente zu einer Schmelze besteht [24]. Bei Zugabe von Magnesium, Cer, Calcium, Strontium oder Yttrium bilden sich Graphitspärolithen in Grauguss-Schmelzen. Technisch wird nur Magnesium oder eine Magnesiumvorlegierung verwendet, wobei insbesondere zur Kompensation von Störelementen eine kombinierte Anwendung vom Magnesium in Verbindung mit Cer durchgeführt wird. Über die Gründe der Ausbildung des Kugelgraphits existieren viele Theorien. Aber zur vollständigen Erklärung sind sicherlich mehrere Mechanismen gleichzeitig wirksam. Eine Übersicht über die in der Praxis verwendeten Verfahren zur Mg-Behandlung der Schmelze und ihre charakteristischen Eigenschaften vermittelt das **Bild 2-5** und die **Tabelle 2-3**.

Grosse Bedeutung für eine erfolgreiche Magnesiumbehandlung hat der Ausgangsschwefelgehalt im Basiseisen. Dieser muss in Hinblick auf eine technisch und wirtschaftlich optimale Magnesiumbehandlung, weniger als 0,02% sein, wenn die Mg-Zugabe mit Vorlegierung erfolgt. Als Entschwefelungsmittel wird vorwiegend Kalziumkarbid verwendet [29]. Wie KARSAY [27] angab, lautet die einfachste Formel zur Berechnung der notwendigen Zugabemenge an Magnesium:

$$\text{erforderliche Mg - Menge} = \frac{\text{erwünschter Mg - Gehalt}}{\text{Mg - Ausbringen} \times 0,01} + \text{Ausgangs - S - Gehalt} \dots\dots\dots (2)$$

Der gebräuchlichste zusätzliche Kugelgraphitbildner ist Cer (Ce). Es ist in übereutektischem GJS besonders wirkungsvoll [27].

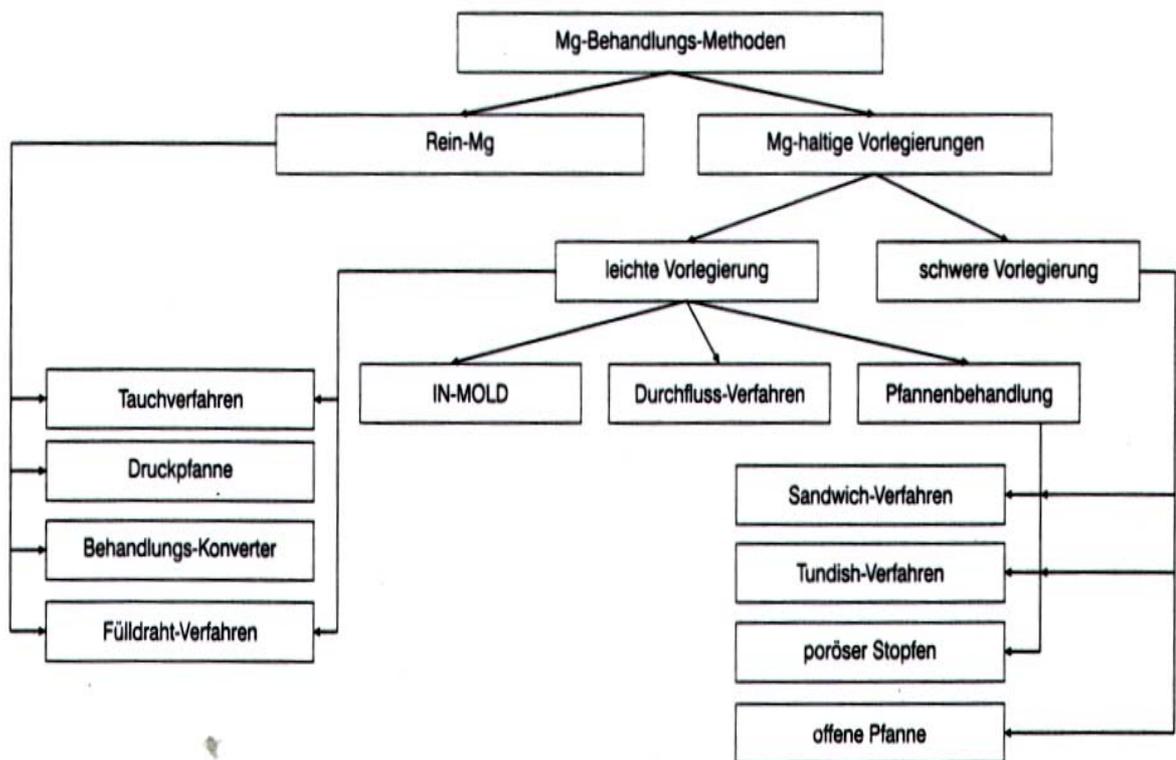


Bild 2-5: Klassifizierung von Magnesiumbehandlungslegierungen und von gebräuchlichen Behandlungsmethoden zur Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit [32]

Tabelle 2-3: Beispielhafte Gegenüberstellung derzeit gebräuchlicher Mg-Behandlungsverfahren [30, 31]

	Sandwich-Verfahren	Tundish-Verfahren	Tauch-Verfahren	Konverter-Verfahren	Inmold-Verfahren
	Mg-Ferro-Silizium, Mg/Si	Mg-Ferro-Silizium, Mg/Si	Mg-Ferro-Silizium, Mg/Si	Mg	Mg-Ferro-Silizium, Mg/Si
Magnesiumgehalt in %	3-10	5-10	15-30	100	5-10
Rückgewonnenes Mg in %	50-35	70-50	60-50	45-60	80-70
Anlagekosten	keine	niedrig			
Verfahrensflexibilität (zunehmend von 1-5)	4	4	3	3	3
Rauchentwicklung	nein	nein	ja	ja	-
Ausgangsgehalt für S in %	0,03	0,03	0,04	0,1	0,1
Begrenzung der Schmelzmenge für die Behandlung	keine	keine	Mindestmenge	500 kg min.	500 kg max.
Impfwirkung durch die Behandlung	Schwach /mittel	Schwach /mittel	schwach	keine	sehr stark
Heftigkeit der Reaktion	mittel/stark	schwach	mittel/stark	stark	schwach
Eingeschränkte Anwendung bei Si-Anreicherung	ja	ja	ja	nein	unwahrscheinlich
Für den Prozess geeigneter Anlagentyp	für Klein- bis Großserien	für Klein- bis Großserien	Mittel bis Großanlage	Mittel bis Großanlage	Mittel bis Großanlage

Impfen

Ziel des Impfens ist die Erhöhung der Keimzahl, die zu einer Erhöhung der Zahl der eutektischen Körner und so zu einer gesteigerten Neigung zur Graphitausscheidung während der eutektischen Kristallisation führt [33]. Durch eine Zugabe von keimwirksamen Substanzen in die Schmelze werden die Diffusionswege des Kohlenstoffs zum Graphit verkürzt und der Weißerstarrung entgegengewirkt [34]. Die Impfung steuert über die Keimzahl die Graphitanordnung, (nicht aber die Graphitform), [35]. E. Hofmann et. al 1980 konnten nachweisen, dass eine Impfung von Gusseisen-Schmelzen immer mit einem Abbau von Sauerstoff verbunden ist [36]. Ausgehend von einem Sauerstoffgehalt von 18 ppm in der Ausgangsschmelze kann dieser Gehalt auf Werte auf 0,3 ppm nach der Mg-Behandlung und der Impfung gesenkt werden, [37].

Die klassischen Impfmittel für Gusseisen lassen sich in drei Gruppen einteilen:

1. **Ferrosiliziumlegierungen**, die eine hohe Effektivität bei Vorhandensein von bestimmten schwefel- bzw. sauerstoffaffinen Elementen (z. B. Calcium, Strontium, Barium oder Aluminium) besitzen [28, 39].

2. **Calcium-Silizium**, das aufgrund seiner hohen Reaktionsfähigkeit mit Sauerstoff und der damit verbundenen Zunahme der Schlackenmenge durch andere Ferrosiliziumlegierungen verdrängt wurde. Calcium-Silizium verursacht ebenso wie Ferrolegierungen eine gewisse Zunahme des Kugelgraphitsanteils in der Mitte des Gussstückquerschnittes [39].
3. **Graphit**, der ein ideales Impfmittel für die eutektische Erstarrung ist, da er die Basis für die Ausscheidung der Keime liefert. Aufgrund der niedrigen Reproduzierbarkeit und Effektivität finden graphithaltige Impfmittel in der Praxis keine breite Anwendung, sondern bleiben auf Sonderfälle in Verbindung mit siliziumhaltigen Impfmittel beschränkt [39, 40].

Ein befriedigender Impfeffekt kann erst dann beobachtet werden, wenn zusätzlich Elemente der zweiten und vierten Hauptgruppe des Periodensystems wie Al, Zr, Ca, Sr, Ba, Mg, Ce zu den Impfmitteln gemischt werden, [41]. Diese Elemente der zweiten und vierten Hauptgruppe haben folgende, für die Impfwirkung entscheidende Eigenschaften, [34, 42, 43].

- geringe Löslichkeit in flüssigem Eisen,
- große Entmischungsneigung beim Erstarren der Eisenlegierungen,
- hohe Sauerstoffaffinität,
- gewisse Affinität zu Kohlenstoff,
- niedrige Siedetemperatur, hoher Dampfdruck.

Die Wirkung der Impfmittel kann in der betrieblichen Praxis durch die Aufnahme der Abkühlungskurven dokumentiert werden [33, 38, 39, 40].

Zur Durchführung der Impfbehandlung ist prinzipiell eine Impfung in der Gießpfanne, in der Form oder im Gießstrahl möglich. Da die Impfwirkung einem Abklingeffekt unterliegt, sollte berücksichtigt werden, dass die Impfbehandlung möglichst in zeitlicher Nähe zum eigentlichen Gießvorgang erfolgt.

2.4.4. Grundvarianten des Vergütens vom Gusseisen mit Kugelgraphit

Das Einsatzgebiet von unlegierten als auch legierten Eisengusswerkstoffen kann durch eine gezielte Wärmebehandlung erheblich erweitert werden. Unter anderem ist es möglich, die Menge an gebundenem Kohlenstoff und damit die Gefügeausbildung in weiten Grenzen so zu verändern, dass in jedem Gussteil die für seinen Gebrauchszweck optimalen Eigenschaften eingestellt werden können. Ziel einer solchen Wärmebehandlung können beispielsweise folgende Eigenschaftsverbesserungen sein: hochgradige Verringerung der inneren Spannungen, gute Zerspanbarkeit, hohe Festigkeitswerte, gute Zähigkeitseigenschaften, hoher Verschleißwiderstand [45, 44]. Dafür stehen geeignete Wärmebehandlungsstrategien bzw. Vergütungsvarianten zur Verfügung, die sich wie folgt nach sechs wesentlichen Grundvarianten (GV 1 bis GV 6) systematisieren lassen [45, 46, 47, 48].

1. *Grundvariante I (GVI):* Vergüten nach vollständiger Austenitisierung
2. *Grundvariante II (GVII):* Vergüten nach unvollständiger Austenitisierung
3. *Grundvariante III (GVIII):* Zwischenstufenvergüten nach vollständiger Austenitisierung und mit vollständiger Zwischenstufenumwandlung
4. *Grundvariante IV (GV IV):* Zwischenstufenvergüten nach unvollständiger Austenitisierung und mit vollständiger Zwischenstufenumwandlung
5. *Grundvariante V (GV V):* Zwischenstufenvergüten nach vollständiger Austenitisierung und mit unvollständiger Zwischenstufenumwandlung
6. *Grundvariante VI (GV VI):* Zwischenstufenvergüten nach unvollständiger Austenitisierung und mit unvollständiger Zwischenstufenumwandlung

Bei den in **Bild 2-6** schematisch gezeigten Grundvarianten sind jeweils das eutektoide Intervall der Temperaturbereich zwischen $A_{1,1}$ und $A_{1,2}$ sowie zur Orientierung ein sehr vereinfachtes ZTU-Diagramm enthalten.

Hierbei wird unterscheiden in zwei Grundverfahren, dem Vergüten (a, b), also die Wärmebehandlungskombination aus Härten und Anlassen und dem Vergüten durch ein Abschrecken und Halten der Temperatur im Bereich der Zwischenstufe (c bis f). Die Zwischenstufenumwandlung kann wiederum erst nach vollständiger (c, d) oder bereits frühzeitig nach noch unvollständiger (e, f) Umwandlung abgebrochen werden. Weiterhin kann die Austenitisierung vollständig oberhalb (a, c, e) oder unvollständig innerhalb (b, d, f) des eutekoiden Intervalls erfolgen. So wandelt oberhalb der $A_{1,2}$ - Temperatur das gesamte Grundgefüge in Austenit um, wohingegen innerhalb des

Umwandlungsbereiches nur ein Teil austenitisiert und eine Mischgefüge aus Ferrit, Perlit und Austenit entsteht. Das Mengenverhältnis kann entsprechend über die Austenitisierungstemperatur gesteuert werden.

Weiterhin kommt hinzu, dass für jede Grundvariante noch der Gefügestand des Werkstoffs vor dem Vergüten variiert, so zum Beispiel perlitisch oder ferritisch sein kann, was für jede Grundvariante zwei Nebenvarianten zur Variation des C- Gehalts im Austenit ergibt. Bei Verwendung eines perlitischen Ausgangszustandes wird im allgemeinen beim Austenitisieren in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur eine Sättigung des Austenits mit Kohlenstoff angestrebt, dagegen beim Austenitisieren eines ferritischen Ausgangszustandes durch relativ kurze Glühzeit der Austenit nur teilweise aufkohlen soll. In diesem Zusammenhang spielt auch noch eine Rolle, welchen Homogenitätsgrad der Austenit erreicht.

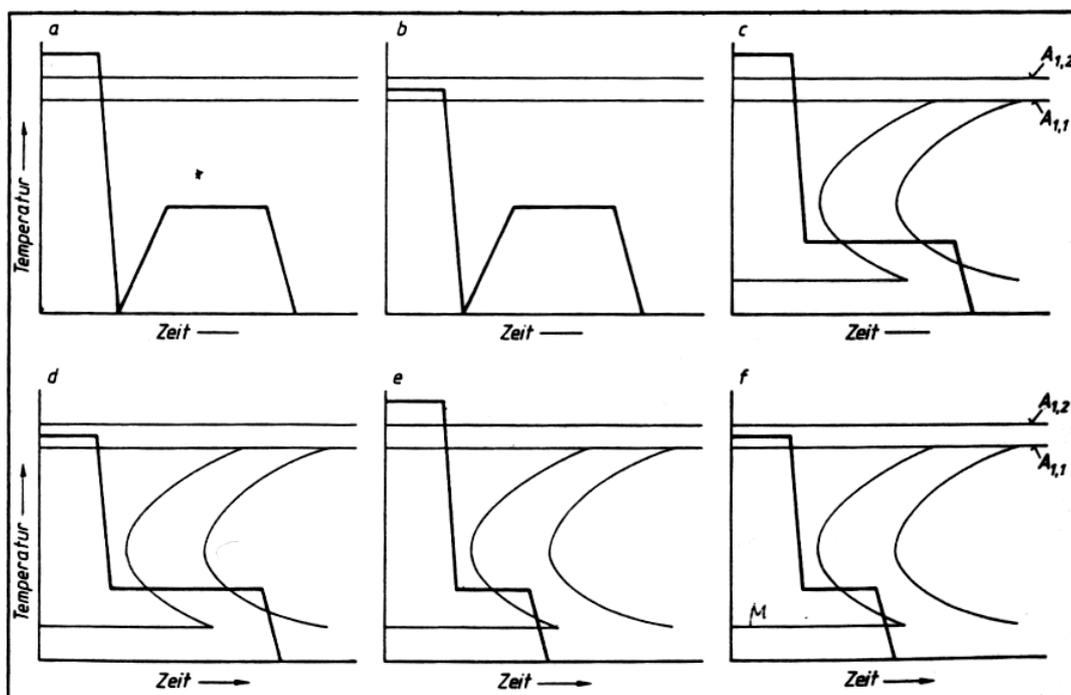


Bild 2-6: Grundvarianten für das Vergüten von Gusseisen mit Kugelgraphit [47];

(a = Grundvariante I, b = Grundvariante II, c = Grundvariante III, d = Grundvariante IV, e = Grundvariante V, f = Grundvariante VI)

Die am häufigsten anzutreffende Wärmebehandlungsvariante [47] ist der Zeit - Temperatur - Zyklus nach dem Schema 'e' (Grundvariante V) im **Bild 2-6**. Hiermit wurden nachweislich die besten mechanischen Eigenschaften erzielt. Bei dieser Grundvariante wird zunächst eine vollständige Austenitisierung der metallischen Grundmasse bei Temperaturen oberhalb der $A_{1,2}$ -Temperatur durchgeführt. Durch

das Abschrecken in einer Salz - oder Metallschmelze auf eine Temperatur im Zwischenstufenbereich oberhalb der Martensitstarttemperatur und unterhalb der Perlitstufe wird der Austenit unterkühlt. Dies muss so schnell erfolgen, dass ein Auscheiden perlitischer Phase vermieden wird.

2.5. Herstellung von ADI

2.5.1. Herstellungsverfahren von ADI

Generell ist die Herstellung vom ausferritischen Gusseisen mit Kugelgraphit (ADI) Folge eines Wärmebehandlungsprozesses, das bei allen bisher bekannten, nachstehend dargestellten Herstellungsverfahren der Grundvariante V (Siehe Kapitel 2.4.4) entsprechen. Das heißt: *Zwischenstufenvergüten nach vollständiger Austenitisierung und mit unvollständiger Zwischenstufenumwandlung.*

2.5.1.1. Konventionelle Verfahren zum Zwischenstufenvergüten

Das Zwischenstufenvergüten ist verhältnismäßig einfach und von den Stählen her gut bekannt. Für den Fall des Gusseisens mit Kugelgraphit soll es jedoch nachstehend kurz beschrieben werden [49, 50, 5]. Der Ablauf des konventionellen Verfahrens der Zwischenstufenvergütung, den das **Bild 2-7** schematisch verdeutlicht, lässt sich in vier Schritte unterteilen:

- I. Entsprechend der Kurve A-B wird das Gussstück auf Austenitisierungstemperatur (zwischen 840 bis 950 °C) erhitzt und dort so lange gehalten (Bereich B-C), bis die Grundmasse vollständig austenitisiert ist und einen etwa gleichmäßigen Kohlenstoffgehalt angenommen hat;
- II. dann folgend der Kurve C-D wird es so rasch abgekühlt, dass vor Erreichen der isothermen Umwandlungstemperatur keine Austenitumwandlung stattfinden kann;
- III. Es wird auf dieser Temperatur (zwischen 230 bis 450°C) so lange gehalten, bis der gewünschte Anteil des Gefüges zur Zwischenstufe umgewandelt worden ist (am besten bis kurz nach dem Punkt G);
- IV. auf Raumtemperatur abgekühlt. Gewöhnlich geschieht dies langsam, um Eigenspannungen zu vermeiden. Wenn jedoch ein gewisser Martensitanteil erwünscht ist, so wird das Gussstück vor der vollständigen Umwandlung in Zwischenstufe abgeschreckt (z. B. zwischen dem Punkt E und F).

Zum Einsatz kommen heißes Öl, das Salzbad, Sprühnebel, das Fließbett mit Al_2O_3 -Sand oder Gebläseluft als Abschreckmedium für die Zwischenstufenbehandlung in Frage, wobei sich das Salzbad als die häufigste Variante herausgestellt hat [49, 29, 51].

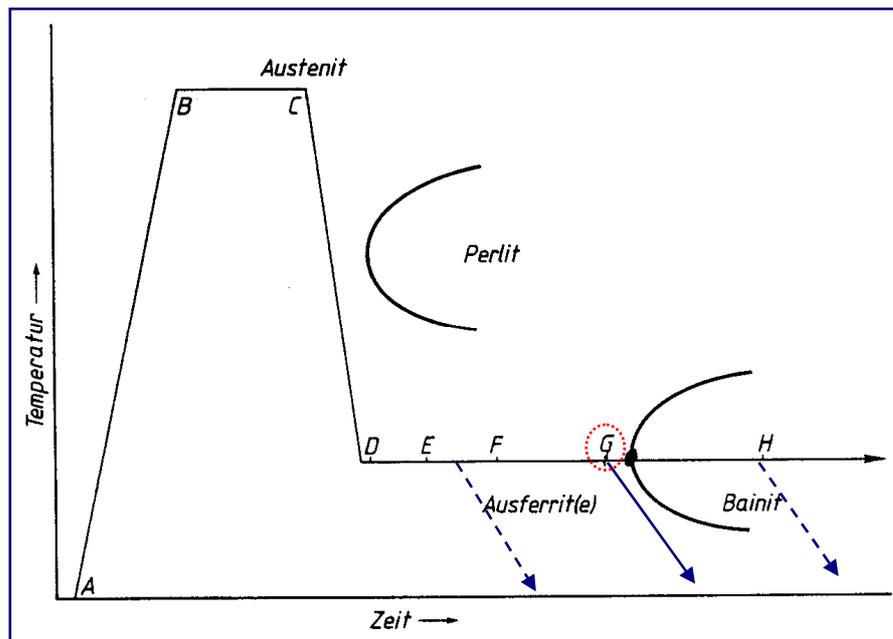


Bild 2-7: Schematische Darstellung des Ablaufs der konventionellen Verfahren der Zwischenstufenvergütung von Gusseisen mit Kugelgraphit [50].

2.5.1.2. Squeeze-casting-Verfahren

Beim direkten Squeeze-casting-Verfahren erfolgt im Gegensatz zum konventionellen Sandgießverfahren die Formgebung in einer metallischen Dauerform durch das Eintauchen und Pressen eines Gießformoberteils in das mit flüssigem Metall gefüllte Gießformunterteil, **Bild 2-8**. Durch Aufrechterhalten eines Druckes, von über 100 MPa während der Erstarrung, wird die Ausbildung von Makrolunkern und Porosität des legierten Gusseisens mit Kugelgraphit prinzipbedingt vermieden; zusätzlich erhöht sich drastisch die Erstarrungsgeschwindigkeit. Hierdurch wird ein extrem feines ADI-Mikrogefüge ausgebildet.

Das feine und dichte Mikrogefüge weist deutlich bessere mechanische Eigenschaften gegenüber einer Fertigung im Sandguss auf, so dass die geforderten mechanischen Kennwerte der eingangs erwähnten Stahlbauteile erfüllt werden, **Tabelle 2-4** Bei einer Zugfestigkeit von mehr als 1000 N/mm^2 weisen die ersten ADI-Squeeze-casting-Gussteile im Vergleich zur Norm eine mehr als doppelt so hohe Bruchdehnung auf. Zusätzlich wiesen die zur optimalen Durchhärtung relativ stark legierten Squeeze-

casting-Gussteile, weiterhin einige wichtige charakteristische Eigenschaften auf, wie zum Beispiel ein homogenes, seigerungsfreies Gefüge und keine signifikante Wanddickenabhängigkeit.

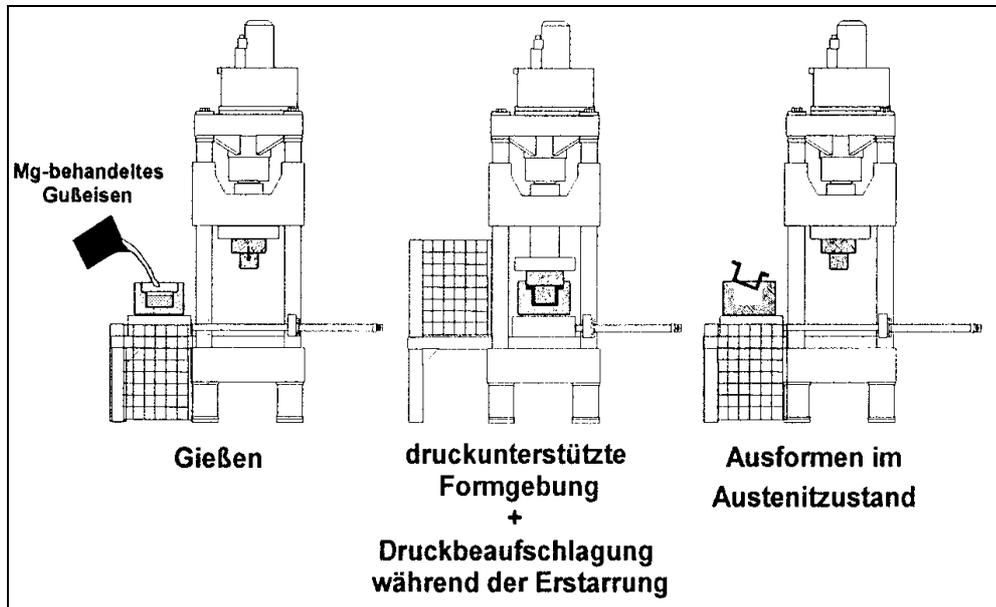


Bild 2-8: Schematische Darstellung des direkten Squeeze-casting von Gusseisen mit Kugelgraphit

Tabelle 2-4: Mechanische Eigenschaften ermittelt an Zugstäben aus den Squeeze-casting- ADI-Gussteilen.

Zugfestigkeit R_m [N/mm ²]	Dehngrenze $R_{p0.2}$ [N/mm ²]	Dehnung A [%]	Härte HB
1083	627	14,15	300 - 321

Das Squeeze-casting-Dauerformgießverfahren ermöglicht darüber hinaus das Ausformen des Gussteils im Austenitzustand. Durch die Nutzung der gussteileigenen Wärmemenge (In-situ-Wärmebehandlung) kann nach dem Ausformen direkt ein Abschrecken auf die gewünschte Umwandlungstemperatur und ein anschließendes isothermes Auslagern im Salzbad durchgeführt werden. Darüber hinaus wird prozessbedingt die Bildung einer möglichen Zunderschicht ausgeschlossen, gegenüber dem Austenitisierungsglügen bei der konventionellen Wärmebehandlung. Insgesamt ermöglicht die In-situ-Wärmebehandlung eine Verkürzung der Produktionszeiten mit erheblicher Energie- und Kosteneinsparung bei gleichzeitiger Verbesserung der Gussteilqualität. [52, 53].

2.5.1.3. In-Situ- Kokillenguss Verfahren

„JANOVAK et. al 1984 [54] und J. SCHISLER et. al 1984 [55] haben von der In-situ- Wärmebehandlung zur Herstellung von ADI mit dem Sandgussverfahren berichtet. C. BAK et. al 1984 [56] haben mit dem Maskenformverfahren In-situ- und quasi-In-situ-Wärmebehandlungen durchgeführt. WILFORD et. al 1989 [57] berichteten von der In-situ-Wärmebehandlung mit Wasserglas-CO₂-Verfahren.

VARAHRAM et. al 1990 [58] haben eine quasi-In-situ-Wärmebehandlung auf dem Wege des Kokillengusses erprobt. Sie nutzten eine Homogenisierung von einer Stunde Dauer bei 900°C vor dem Abschrecken. Auch DE MAGALHAES 1986 [59] führte eine In-situ-Wärmebehandlung mit dem Kokillengießen durch (Proben von 14,0 und 30,0 mm Durchmesser). Das Randgefüge war überwiegend Ausferrit und der Innenbereich extrem feiner Perlit. Er verifizierte maximal 2,6% Bruchdehnung bei 1000 MPa Zugfestigkeit“.

Basierend auf der oben zusammengefasster Literaturstudie über den Stand der bisherigen Arbeiten auf dem Gebiet „ADI-Kokillengussverfahren“ hat MOEINIPOUR [60] versucht, ADI durch die In-situ-Kokillenguss-Verfahren aus unterschiedlichen Spherguss-Legierungen (Nickelgehalt zwischen 0 und 1,5) herzustellen.

Er hat bewiesen, dass man mit der Herstellung von ADI direkt aus der Gießhitze durch das Entfallen des Austenitisierens Einsparpotentiale hat und verbesserte Produkt- und Verfahrenseigenschaften erreichen kann. Nach dem Abschrecken aus der Gießhitze soll ein umwandlungsfähiger Austenit vorliegen, der sich bei Anlasstemperatur in Zwischenstufengefüge umwandelt.

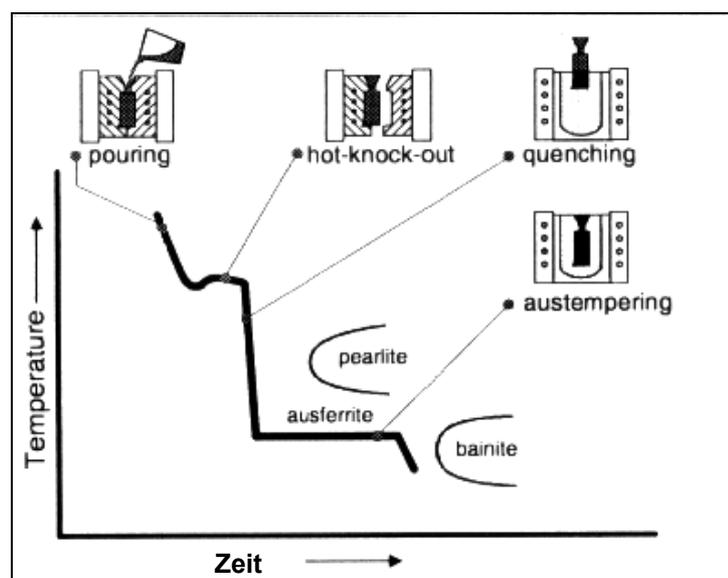


Bild 2-9: Schematische Darstellung des Prozessablaufs mit Temperaturprofilen für die Herstellung von ADI unter In-situ-Wärmebehandlung [60].

Als Beispiel werden in der **Tabelle 2-5** einige mechanische Werte, die unmittelbar nach dem Gießen und Erstarren von Zugstäben aus vier Legierungen 60 min lang in einem Salzbad bei einer Zwischenstufentemperatur von 340 °C gehalten wurden.

Tabelle 2-5: Mechanische Eigenschaften ermittelt an Zugstäben nach einer In-situ-Wärmebehandlung ($T_{zw}=340^{\circ}\text{C}$, $t_{zw}=60\text{min}$) [60].

Nickelgehalt [%]	Zugfestigkeit R_m [N/mm ²]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm ²]	Dehnung A [%]
0	1024	949	1,3
0,5	703	624	1,9
1,0	1164	1013	4,4
1,5	996	756	11,6

2.5.1.4. Lost-Foam-ADI

Durch das Lost-Foam-Verfahren lassen sich unter Nutzung von vergasbaren Schaumstoffmodellen komplexe Geometrien herstellen, teilweise mit reduziertem Bearbeitungsaufwand. Die Lost-Foam-Verfahren für Eisengusswerkstoffe allgemein haben in den USA einen deutlich höheren Stellenwert als in Europa [61], obwohl es ab Juni 2003 ein von EU gefördertes innovatives Projekt unter der Name „ADISY-ENERGY (Lost Foam ADI cast iron SYNERGY)“, um eine neue Hochleistungsgusseisenlegierung für die Kurbelwellen in der Kraftfahrzeugindustrie zu entwickeln, gestartet wurde,[62]. Durch eine Kombination von Lost-Foam-Verfahren und ADI-Werkstoff werden somit komplexe Bauteile höchster Festigkeit ermöglicht. Das Verfahren befindet sich derzeit in Entwicklung, [61].

2.5.2. Einflussgrößen auf die Prozesssicherheit und die Eigenschaften

2.5.2.1. Einfluss der chemischen Zusammensetzung- Legierungselemente

Die Legierungselemente haben im Gusseisen neben der Steigerung der Härbarkeit und wie das ZTU-Diagramm zeigt, die Verlängerung der Zeit bis zum Beginn der Perlitbildung noch eine zweite Wirkung: Die Zwischenstufenumwandlung wird verzögert - damit wird auch die Zeit für den abgeschreckten Austenit zu Ausferrit zu reagieren, länger. Besonders bei den zäheren Sorten wird dadurch der Bereich der Haltezeit, in dem die höchste Zähigkeit erreicht werden kann, beträchtlich erweitert. Andererseits hat diese Verzögerung auch negative Wirkungen auf dem Prozess. Zum Beispiel könnten die verlängerten Umwandlungszeiten zur Verringerung der Durchsatzkapazität der Salzbäder führen [65], was zusammen mit dem erhöhten Energiebetrag zum Warmhalten unwirtschaftliche und umweltschädliche Folgen hat. Diese Zusammenhänge wurden von vielen Autoren in zahlreichen Veröffentlichungen wie [63, 64, 65, 51, 66, 67] erläutert. Zusammenfassend aus diesen Arbeiten und nach MORGAN 1987 [66] sind drei wichtige Punkte beim Wählen der chemischen Komposition von ADI zu berücksichtigen:

1. Das Eisen sollte genug legiert werden, um die Umwandlung zu Perlit, aber nicht hinüber zu vermeiden.
2. Die Mikrostruktur sollte frei von interzellularen Karbiden und Phosphiden sein.
3. Die Tendenz zur chemischen Trennung (Seigerung) sollte reduziert werden, um die Homogenität des Gefüges im Gussteil zu gewährleisten.

Seigerungen

Bei jeglichem Einsatz von Legierungselementen muss beachtet werden, dass diese Elemente nur sehr ungleichmäßig im Gefüge verteilt sind, so dass man die Wirkung von Seigerungen berücksichtigen muss. Zum größten Teil entsteht die ungleichmäßige Verteilung der Legierungselemente im Verlauf der Erstarrung, wobei hier graphitisierende Elemente zu indirekten und karbidbildende Elemente zu direkten Seigerungen führen. Das Verhältnis zwischen den Gehalten der seigernden Elemente in dem zuerst und in dem zuletzt erstarrenden Eisen wird als Seigerungsfaktor bezeichnet. Da aber die Seigerungsfaktoren nicht nur vom betreffenden Element, sondern ganz wesentlich von der Erstarrungsgeschwindigkeit und damit von der

Wanddicke abhängen, sind die in der **Tabelle 2-6** gezeigten Werte lediglich als Trend zu betrachten.

Tabelle 2-6: Seigerungs-faktoren unterschiedlicher Elemente [69]

Element	Seigerungs-faktor	Element	Seigerungs-faktor
Molybdän	25,3	Phosphor	2,0
Titan	25,0	Silizium	0,7
Vanadium	13,2	Kobalt	0,4
Chrom	11,6	Nickel	0,3
Mangan	1,7-3,5	Kupfer	0,1

Zuverlässig zu beurteilen ist jedoch die Art der Seigerungen, wobei Elemente, die in das zuletzt erstarrende Eisen seigern, einen Faktor größer 1 haben, während Seigerungs-faktoren unter 1 eine umgekehrte Seigerung in das zuerst erstarrende Eisen anzeigen. Demnach kristallisiert im Primäraustenit und in der Austenitschale um den Graphitsphärolithen zunächst ein Mischkristall, der an den Elementen Silizium, Nickel und Kupfer angereichert ist und geringe Konzentrationen an karbidbildenden Elementen wie Mangan, Molybdän, Chrom, Vanadium und Titan, aber auch Phosphor enthält [69].

Einige Empfehlungen und Beiträge zur Standardisierung der zu gegebenen Mengen an Legierungselementen in ADI sind in vielen Literaturen zu finden. Solche Werte wurden zum Beispiel im Rahmen der 1. Europäischen ADI-Promotion- Konferenz im April 1999 in Hannover angegeben [67] (**Tabelle 2-7**). Dabei muss anhand der Gussstückwanddicke das Kohlenstoffäquivalent berücksichtigt werden. Die empfohlenen Werte sind aus der **Tabelle 2-8** zu entnehmen.

Tabelle 2-7: Empfohlene chemische Zusammensetzung für ADI [67]

Chemisches Element	Empfohlene Gehalt	Typische Toleranzen
Kohlenstoff (C)	3.6 %	± 0,20 %
Silicium (Si)	2.5 %	±0,20 %
Magnesium (Mg)	(% S x 0,76)+0,025	±0,005 %
Mangan (Mn)	max. 0,35 %	±0.05 %
Kupfer (Cu)	max. 0,80 %	±0,05 %
Nickel (Ni)	2,00 % (nach Bedarf)	±0,10 %
Molybdän (Mo)	0.30 % (nach Bedarf)	±0.03 %
Zinn (Sn)	max. 0,02 %	±0,003 %
Antimon (Sb)	max. 0,002 %	±0.0003
Phosphor (P)	max. 0,04 %	
Schwefel (S)	max. 0,02 %	
Sauerstoff (O)	max. 50 ppm	
Chrom(Cr)	max. 0,10 %	
Titan (Ti)	max. 0,040 %	
Vanadium (V)	max. 0,10	
Aluminium (Al)	max. 0,050 %	
Arsen (As)	max. 0,020 %	
Bismut (Bi)	max. 0.002 %	
Bor (B)	max. 0,002	
Cadmium (Cd)	max. 0,005 %	
Blei (Pb)	max. 0.002 %	
Seien (Se)	max. 0,030 %	
Teilur (Te)	max. 0,020 %	

Tabelle 2-8: Empfohlene Werte des Kohlenstoffäquivalents in Abhängigkeit von der Wanddicke des Gussstücks [68]

Wanddicke [mm]	Kohlenstoffäquivalent ($C_E = \% C + 1/3 \% Si$)
bis 13	4,4 bis 4,6
13 bis 51	4,3 bis 4,6
mehr als 51	4,3 bis 4,5

Im Folgenden wird der Einfluss der wichtigsten Elemente auf die Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit insbesondere bei der ausferritischen Sorte anhand von zahlreichen Literaturquellen diskutiert.

Nickel

Nickel ist in allen Konzentrationen in Eisen löslich. Es beeinflusst das Gefüge von Gusseisen, indem es graphitisierend und austenitstabilisierend wirkt, was zur Aufweitung des Austenitgebietes führt [70, 71, 72, 81]. Der Effekt der Graphitbildung beträgt in etwa 0,3% dessen, was Silizium bewirkt. Nickel erniedrigt bei Gusseisen die Umwandlungstemperatur vom Austenit zum Ferrit und vermindert mit steigendem Gehalt

die Abkühlungsgeschwindigkeit [72, 81]. Wie in **Bild 2-10** dargestellt, wird diese durch die Zugabe von Nickel und noch stärker durch Molybdän verringert. Die tatsächliche Abkühlungsgeschwindigkeit muss bei der Wärmebehandlung eines Gussteils stets größer beziehungsweise gleich der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit sein. Je geringer diese ist und je weiter rechts sich die Linie für den Beginn der Gefügeumwandlung im ZTU-Diagramm befindet, desto größer kann der Querschnitt des Gussteils gewählt werden, in dem ein ADI-Gefüge erzeugt werden soll [82].

Durch 1% Nickel wird die Umwandlungstemperatur um etwa 15 K und den Kohlenstoffgehalt des Eisen-Kohlenstoff-Eutektikums um 0,06% gesenkt. Es scheint ferner für jeden Prozentpunkt die Schmelztemperatur des Gusseisens um 5°C abzusenken und macht die Schmelze geringfügig fließfähiger.

In duktilem Gusseisen begünstigt Nickel die Bildung eines perlitischen Gefüges und verfeinert außerdem den Perlit selbst. Des Weiteren bildet Nickel keine freien Karbide im Gefüge und bewirkt eine Verzögerung der Ferritbildung [73, 77]. Die Verzögerung der Austenitumwandlung unterdrückt die Ferritisierung und begünstigt so die Perlitisierung. Nickel wird daher häufig zur Einstellung des Ferrit-Perlit-Verhältnisses verwendet [74, 75, 76]. Ein völlig perlitisches Gefüge lässt sich mit Nickel nur durch hohe Gehalte ohne Wärmebehandlung erreichen. Da Nickel nicht karbidstabilisierend wirkt, kann es allerdings auch ohne Gefahr einer Karbidbildung in großen Mengen zugesetzt werden.

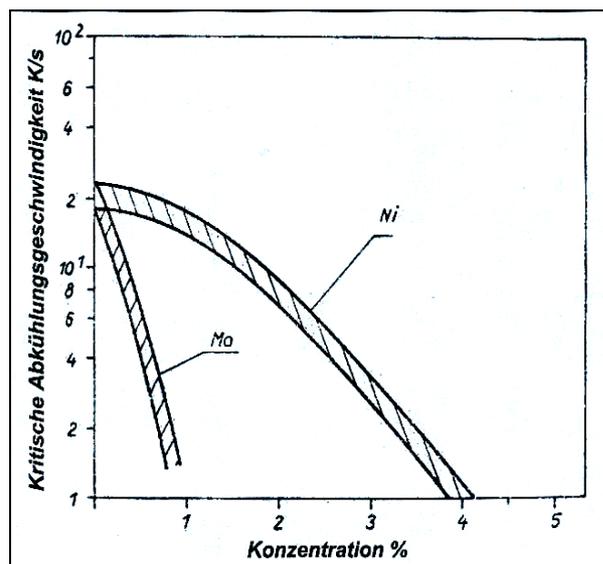


Bild 2-10: Abhängigkeit der kritischen Abkühlgeschwindigkeit vom Nickel- und Molybdängehalt [82]

Weitere Vorteile von Nickel in duktilem Gusseisen sind, dass während der Magnesiumbehandlung die Magnesiumlegierung eher und langsamer schmilzt, als in Eisen ohne Nickelzusätze [84, 85], und dass praktisch keine Seigerung auftritt [83].

Es gibt keine festen Empfehlungen für den Nickelgehalt in Gusseisen mit Kugelgraphit (von ca. 0,5 bis 2,5 %), da er von den übrigen Legierungselementen, den gewünschten mechanischen Eigenschaften und der Wanddicke abhängig ist.

Zum Beispiel werden nach [78, 79, 80] Zugaben von bis zu einem Prozent Nickel genutzt, um die Härtebarkeit von ADI zu verbessern. Wie bei Kupfer ist der Effekt der Härtesteigerung allerdings eher gering. Höhere Nickelgehalte ergeben je nach Wanddicke ein überwiegend bainitisches oder martensitisches Grundgefüge mit steigenden Gehalten an Restaustenit [81]. Bei Umwandlungstemperaturen von unter 350 °C ist eine geringe Abnahme der Zugfestigkeit zu beobachten, allerdings nimmt die Zähigkeit dafür zu. Weiterhin wurde festgestellt, dass der entstehende Austenitanteil nach dem Zwischenstufenvergüten bei einer festgelegten Zeit mit steigendem Nickelgehalt größer wird [81]. An den im **Bild 2-11** dargestellten ZTU-Schaubilder wird außerdem noch einmal die Verschiebung der Kurvenverläufe nach rechts durch den Einfluss von Nickel deutlich [73].

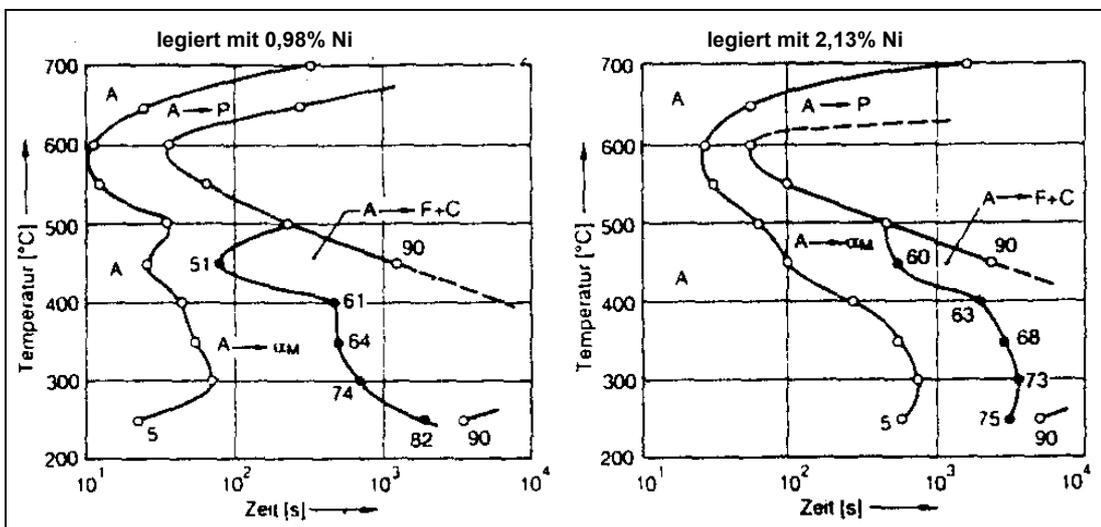


Bild 2-11: Verschiebung der Kurvenverläufe im ZTU-Schaubild nach rechts durch den Einfluss von Nickel [73]

Silizium

Bei der Herstellung von wärmebehandeltem duktilen Gusseisen ist die Prüfung des zuzugebenen Siliziums von großer Bedeutung, da es sich in Ferrit lösen und somit ein hartes und sprödes Gefüge bilden kann. Die Gefügebildung in Gusseisen mit Kugelgraphit als Funktion des Siliziumgehaltes war Gegenstand verschiedener Arbeiten [86, 87, 77]. Silizium beeinflusst die eutektoide Temperatur, bei der die Umwandlung von Austenit in Perlit bzw. in Ferrit und Graphit stattfindet [86]. Mit steigenden Siliziumgehalten erfolgt eine Verschiebung zu höheren Temperaturen sowie die Ausbildung eines Temperaturbereiches mit oberer und unterer eutektischer Temperatur [94]. Silizium reichert sich im Ferrit an, ist im Zementit unlöslich und vermindert dessen Stabilität. Als Folge wird die Ferritisierung in einer Wärmebehandlung beschleunigt. Ein zunehmender Siliziumgehalt senkt demnach den Perlitanteil [87].

Silizium ist darüber hinaus das wichtigste Element zur Festigkeitssteigerung ferritischer Gusseisensorten [88].

Neben der Phasenverfestigung (z.B. perlitische Anteile in einer ferritischen Matrix) und der Versetzungsverfestigung führt die Mischkristallverfestigung durch die Siliziumatome im Bereich zwischen 1,19% und 3,12% Silizium zu einer Erhöhung der Festigkeit um nahezu 100% [89]. Das plastische Verformungsvermögen wird im Gegenzug herabgesetzt.

Nach MAYER und HÄMMERLI [77] ist auch der Einfluss des Siliziums auf die Bildung der Graphitsphärolithen bei gleichzeitig steigendem Ferritanteil nachzuweisen. Mit steigendem Anteil von Silizium im Eisen nimmt auch der Siliziumgehalt in der Ferritphase zu und die Zugfestigkeit und Härte wird verbessert. Die Zähigkeit nimmt allerdings ab. Das heißt zusammengefasst, dass Silizium während der Erstarrung von duktilem Gusseisen die Bildung von eutektischem Graphit und eutektoidem Ferrit begünstigt [71].

Die Anreicherung von Silizium um die Graphitkugel- da befinden sich auch die Ferritringe oder Ochsenaugen -senkt dort die Kohlenstofflöslichkeit im Austenit und beschleunigt die Kohlenstoffdiffusion aus der Grundmasse an den Graphit. Damit vermindert diese Siliziumanreicherung letztlich die Härtebarkeit. Es kann also hier Perlit entstehen, wenn die weiteren ungünstigen Randbedingungen, wie zu geringe Abkühlungsgeschwindigkeit und/oder zu geringer Gehalt an härtebarkeitssteigerenden Elemente vorliegen [14]. Im austenitisch-ferritischen Gusseisen ist Silizium eines der wichtigsten Legierungselemente, da es die Bildung von Karbiden hemmt und die

Kohlenstoffatome im entstehenden Austenit sättigt, wenn der bainitische Ferrit wächst. Die Stabilität des erhaltenen Austenites wird somit verbessert [90, 91, 1, 92]. Weiterhin wird durch größeren Siliziumgehalt die Kerbschlagzähigkeit verbessert und die Übergangstemperatur von duktil zu spröde herabgesetzt. Der Siliziumgehalt im ADI soll je nach dem Gussstückwanddicke im Bereich zwischen 2,4% bei 5 bis 25 mm und ca. 1,9% bei Wanddicken um 100 mm befinden [14, 93].

Molybdän

Molybdän ist der beste Härteförderer in duktilem Gusseisen und ein schwach carbidstabilisierendes Element. Es einengt das Austenitgebiet und zugleich verzögert die Austenitumwandlung stark. Diese Verzögerung betrifft vor allem die Perlitumwandlung, während die Bildung von Ferrit und die Umwandlung in der Bainitstufe weniger betroffen werden [95, 72].

Aufgrund des ferritisierenden Effekts von Molybdän besonders bei Gehalten zwischen 0,1 bis 0,3% weiten sich die Ferrithofe durch weitere Verminderung des Perlitanteils im Grundgefüge des duktilen Gusseisens aus. Bei höheren Molybdängehalten wird diese ferritisierende Wirkung durch die Verzögerung der Umwandlung kompensiert, ohne dass aber alle Ferritanteile verschwinden.

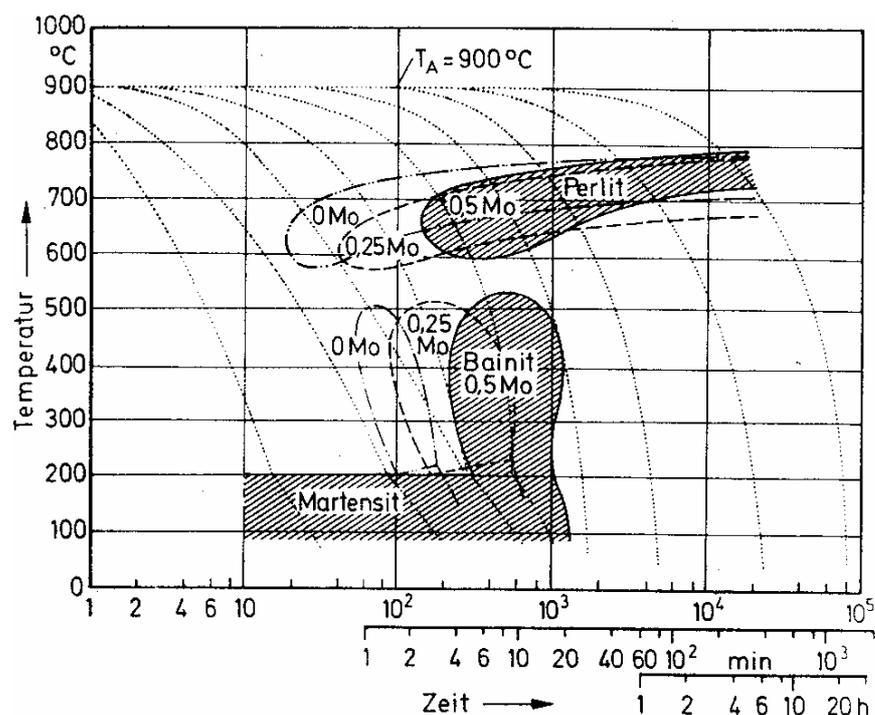


Bild 2-12: Einfluss von Molybdän auf das kontinuierliche ZTU-Diagramm von Gusseisen mit Kugelgraphit (Zusammensetzung: 3,3 % C, 2,6 % Si, 0,3 % Mn) [95, 96]

Wie das **Bild 2-13** zeigt unterdrücken höhere Molybdängehalte unter Umständen die Perlitbildung so weit, dass es zu Bainit- oder Martensitbildung kommt, ehe letzte Ferritsäume um die Graphitkugeln verschwunden sind [81, 95, 96].

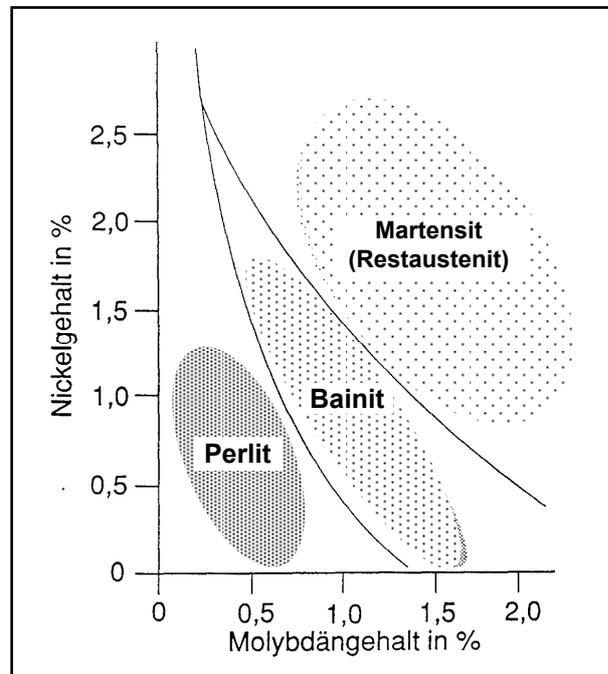


Bild 2-13: Einfluss von Nickel und Molybdän auf das Grundgefüge von Gusseisen mit Kugelgraphit [81]

Nach HASSE und REYNOLDS [29, 72, 97]. Besondere Härteigenschaften des molybdänlegierten Gusseisens sind:

- Erweiterung der Zeitspanne für die vollständige Martensitumwandlung,
- Erweiterung der Zeitspanne für die Bainitumwandlung,
- Verzögerung der Perlitumwandlung,
- Senkung der M_s -Temperatur (Beginn der Martensitumwandlung).

Durch Molybdän wird die Warmfestigkeit gesteigert, wodurch die Gefahr des Verziehhens bei Temperaturwechseln vermindert wird.

Molybdän steigert in gleicher Weise wie Mangan und führt zur Ausscheidung von Korngrenzenkarbiden, die sowohl die Zähigkeit als auch die Bearbeitbarkeit beeinträchtigen können [83, 98]. Der karbidstabilisierende Effekt wird vor allem durch Ausscheidung in langsam erstarrenden dickwandigen Gussteilbereichen deutlich.

Hinzu kommt aufgrund des hohen Seigerungsfaktors von 25,3 [99] eine verstärkte Neigung des molybdänlegierten Gusseisens zur Mikrolunkerung [83], was **Bild 2-14** zeigt die an den Korngrenzen ausgeschiedene Molybdänkarbide.

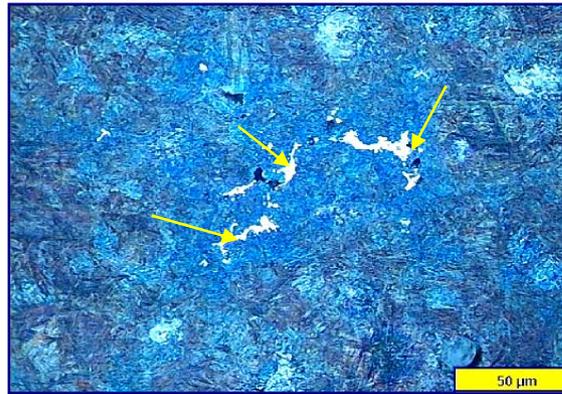


Bild 2-14: Molybdänkarbide im ADI-Gefüge [98]

Kupfer

Kupfer reichert sich als Legierungselement bei der Erstarrung in der Nähe oder auch unmittelbar an den Graphitkugeln an und bildet dort eine Barriere für die Kohlenstoffdiffusion während des Abkühlvorganges (besonders bei Cu-Zugaben ab 0,8%). Infolgedessen wird eine Perlitbildung begünstigt, die in der Tat der wesentliche Effekt von Kupfer im Gusseisen mit Kugelgraphit ist [100, 101, 102]. Aber trotz einer nachgewiesenen festigkeitssteigernden Wirkung des Kupfers durch die Begünstigung der Perlitbildung kann eine damit verbundene Versprödung nicht zweifelsfrei nachgewiesen werden [105]. Die bestehenden ungünstigen Auswirkungen des Perlitgehaltes auf die Zähigkeitseigenschaften werden durch Kupfer jedoch nicht reduziert [77, 104].

Die Härtebarkeit erhöht sich nicht wesentlich, selbst bei großen Kupferzusätzen. Wenn die Kupferzugabe im austenitisch-ferritischen Gusseisen mehr als 0,5% beträgt, sinkt die Festigkeit allerdings mit zunehmendem Kupfergehalt leicht ab, während die Dehnungswerte, Härte und Kerbschlagzähigkeit nahezu unverändert bleiben. Die reduzierte Festigkeit kann darauf zurückgeführt werden, dass durch den steigenden Kupfergehalt ein erhöhter Anteil an Restaustenit im Gefüge entsteht [102, 103].

Mangan

Mangan kann sowohl ein nützliches, aber auch ein gefährliches Element sein. Ein positiver Effekt ist, dass es in großem Maße die Härtebarkeit erhöht. Allerdings scheidet sich Mangan auch während des Erstarrungsvorganges an den Korngrenzen ab, wo es Karbide bildet und den Austenitumwandlungsprozess verzögert [24, 107].

Der steigende Mangangehalt im Gusseisen mit Kugelgraphit ist mit einem Rückgang der Menge und einer Formänderung der Graphitausscheidungen verbunden [108]. Als karbidbildendes Element setzt Mangan die Aktivität des Kohlenstoffs herab, mit der Folge, dass die stabile Erstarrung erschwert wird [109, 110], und dass eine hohe Wahrscheinlichkeit für Gussteile mit geringer Graphitkugelzahl oder großen Wanddicken durch die Korngrenzenseigerung von Mangan gegeben ist, Lunker, Carbide und instabilen Austenit zu erhalten [24, 107]. So ist es beispielsweise nicht möglich, mit mehr als 0,25% Mangan - wie das **Bild 2-15** zeigt -, die Werkstoffsorte GJS 800-8 herzustellen [114, 115].

Um die mechanischen Eigenschaften zu verbessern und im Hinblick auf die oben angesprochenen Nachteile ist es vorteilhaft, den Mangangehalt im ADI auf 0,35% [110, 111], und nur bei den hochfesten Sorten an Gehalte von maximal 0,5 % [64] zu begrenzen. Und obwohl Mangan als Legierungselement ein perlitisches Gefüge im Gusszustand des Gusseisens mit Kugelgraphit fördert [87, 110, 113], wird für die Herstellung von ADI nicht von einem Basiseisen für EN-GJS-600-3 oder EN-GJS-700-2 ausgegangen, sondern von einer Zusammensetzung für im Gusszustand erzeugtes ferritisches EN-GJS-400-18 [114], in dem das erwünschte perlitische Gefüge durch nachträgliche Wärmebehandlung (Normalisierung) erzeugt werden kann.

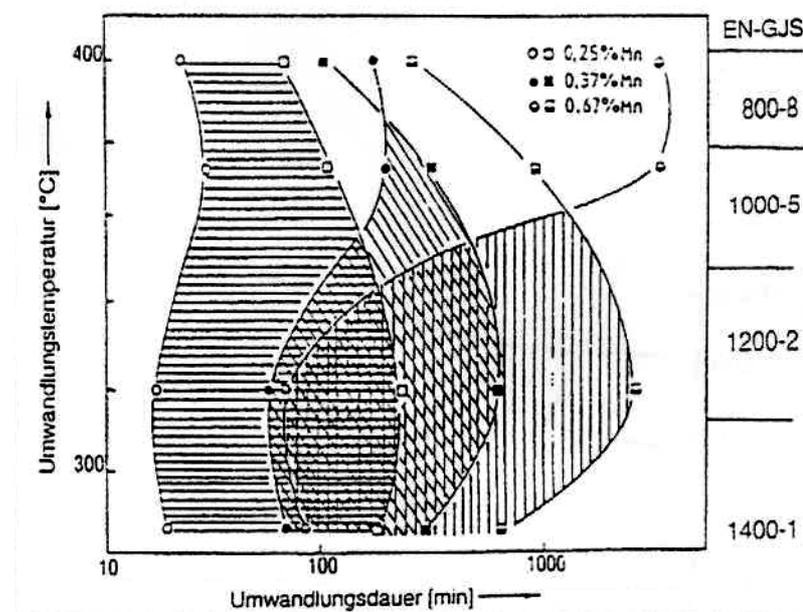


Bild 2-15: Lage des Prozessfensters bei GJS bei verschiedenen Mangangehalten [115].

Chrom

Chrom ist als karbidbildendes Element bekannt, das sich bei der Erstarrung in Restschmelzenbereichen anreichert [104, 109, 116]. Im Gegensatz zu Mangan wird die Karbidbildung durch Chrom zusätzlich maßgeblich von der Abkühlgeschwindigkeit mitbestimmt [113]. In Abhängigkeit von der Wanddicke konnte kein Einfluss von Cr-Gehalten bis 0,2% festgestellt werden. Die Wirkung von Chrom wird ausgeprägter, wenn gleichzeitig hohe Mangangehalte vorliegen. Sowohl WOLTERS [86], als auch NEUMEYER und BETTS [117] stellen eine Verschlechterung der Zähigkeitseigenschaften von spannungsarm geglühten Guss-Stücken durch Chrom fest. Eine Gefügeverbesserung durch die Wärmebehandlung wurde nur durch höhere Glüh-temperaturen erreicht.

Chromkarbide und Chromseigerungen verschieben die Übergangstemperatur zäh/spröde zu höheren Temperaturen und verringern die Bruchzähigkeit. Daher sind nach BRADLEY und SRINIVASAN [104]. Chrom-Grenzgehalte von kleiner 0,04% für ferritische und kleiner 0,1% für perlitische Werkstoffe erforderlich.

Die mechanischen Eigenschaften werden nach der statistischen Auswertung von WEIS [87] signifikant von Chrom beeinflusst. Die Zugfestigkeit wird stärker angehoben als die 0,2% Dehngrenze, dabei wird die Brucheinschnürung gesenkt.

Kohlenstoff

Der Kohlenstoff bewirkt sich als ein sehr starkes Härtebarkeits steigerndes Element. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt in Gusseisen mit Kugelgraphit steigt die Zahl der Sphärolithen an, oder es entstehen im Fall einer geringen Keimzahl größere Graphitkugeln [77, 103].

Die Zugabe sollte im Bereich zwischen 3,6 und 3,8% liegen. Allerdings kann eine Abweichung von dieser Empfehlung erforderlich werden, um die Herstellung eines fehlerfreien Gussteils sicherzustellen. Eine Erhöhung des Kohlenstoffanteils im Bereich zwischen 3 und 4% steigert zwar die Zugfestigkeit, hat aber nur einen unerheblichen Einfluss auf die Härte und die Dehnungswerte [118, 119]. Niedriger Sättigungsgrad und hoher Kohlenstoffgehalt können zum Auftreten von Karbiden führen. Hoher Kohlenstoffgehalt und hoher Sättigungsgrad bewirken eine voreutektische Kugelgraphitausscheidung, aus der die Graphitflotation resultiert

Schwefel

Die sichere Behandlung der Schmelze durch Zugabe stark entschwefelnder und desoxidierender Elemente bei der Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit haben zu einer starken Begrenzung der Schwefelgehalte geführt. Der von BRADLEY und SRINIVASAN [104] angegebene Grenzwert von maximal 0,02% wird selten erreicht. Infolge der sehr kleinen Schwefel-Gehalte ist allgemein kein Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften zu ermitteln [122, 123]. Treten dennoch höhere Werte durch verbleibende Restsulfide auf, kann es zur Bildung von grobkörnigen Partikeln kommen, die nur sehr schlecht mit der umgebenden Matrix verbunden sind und bei einer Beanspruchung zur frühzeitigen Hohlraumbildung neigen [121]. Außerdem fördern höhere Schwefelgehalte infolge einer Unterbehandlung der Schmelze die Entstehung von Graphitentartungen.

Phosphor

Ebenso wie der Schwefel-Gehalt muss auch der Phosphor-Gehalt im Gusseisen mit Kugelgraphit sehr gering sein. Mehr als 0,02% Phosphor im Eisen kann Phosphide an den Korngrenzen bilden [124]. Ein steigender Phosphorgehalt im bainitischen GJS ruft Mikroseigerungen auf die Korngrenzen hervor. Mehr als 0,05% Phosphor fördern nach [104] die Bildung spröder eutektischer Strukturen und führen zu einer Verringerung der Werkstoffduktilität ferritischer Sorten. Außerdem wirkt Phosphor als perlitstabilisierendes Element [87, 110]. Phosphor reichert sich in den Restschmelzenbereichen an, so dass es zu interkristallinen Seigerungen kommt.

Spurenelemente

Die Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit sind in starkem Maß von Spurenelementen abhängig. Selbst geringe Mengen von Vanadium, Titan, Antimon, Wismut, Aluminium, Tellur und Bor beeinflussen die Bildung der Graphitkugeln und fördern die Entstehung von Graphitentartungen, wenn sie nicht durch Cer oder Cer-Mischmetalle oder die Zugabe von Seltene Erden Metallen wie Yttrium, Lanthan oder Neodym kompensiert werden [124, 125, 126, 127]. In der industriellen Herstellung von Gussstücken liegt der Anteil der Spurenelemente oftmals unter der Nachweisgrenze, so dass keine aussagekräftigen Analysen vorhanden sind. Beispielhaft für

die Wirkung dieser Elemente soll hier auf den Einfluss von Antimon, Blei und Wismuth hingewiesen werden.

Antimon wirkt sich in Konzentrationen über 0,05% nachteilig auf die Graphitkugelausbildung aus und stabilisiert die Perlitbildung mit negativem Einfluss auf die Bruchzähigkeit [104]. Blei verdampft zum größten Teil während des Schmelzvorganges. Erhöhte Restbleigehalte können sowohl die Zugfestigkeit als auch die Bruchdehnung erheblich senken [104]. Blei und Wismut können darüber hinaus bereits in geringen Konzentrationen die Bildung von Graphitentartungen begünstigen [127]. Die Gehalte sollten daher unter 0.003% für das verbleibende Blei gehalten werden.

2.5.2.2. Einfluss von Austenitisierungstemperatur und -zeit

Wie schon erwähnt, ist ADI ein Produkt eines wesentlichen Wärmebehandlungsprozesses, der mit einer vollständigen Austenitisierung des Matrixgefüges von einer duktilen Gusseisenlegierung anfängt. Das Ziel des Austenitisierens ist es, einen möglichst homogenen Austenit mit definiertem Kohlenstoffgehalt einzustellen. Hierbei ist zu berücksichtigen, dass die Höhe der Austenitisierungstemperatur (in der Regel zwischen 840 °C bis 950 °C) einen entscheidenden Einfluss auf das Umwandlungsverhalten des Austenits während des isothermen Haltens hat. [128, 130, 131, 132, 133, 49].

Da die in der metallischen Grundmasse des Gusseisens verteilten Graphitkristalle ein Kohlenstoffreservoir darstellen, aus dem der Kohlenstoff bis zu Sättigung in Lösung geht, erhöht sich beim Gusseisen - anders als bei Stählen - der Kohlenstoffgehalt des Austenits mit steigender Austenitisierungstemperatur, was zur Verzögerung des Beginns der Umwandlung in der Zwischenstufe führt [130, 131, 132, 133].

Die innere Aufkohlung des Austenits ist jedoch je nach Austenitisierungstemperatur nur bis zur Sättigungslinie **S'E'** im Eisen-Kohlenstoff-Silizium-Diagramm (**Bild 2-16**) beschränkt. Das bedeutet, dass der Kohlenstoffgehalt des Austenits von der Austenitisierungstemperatur abhängig ist [130].

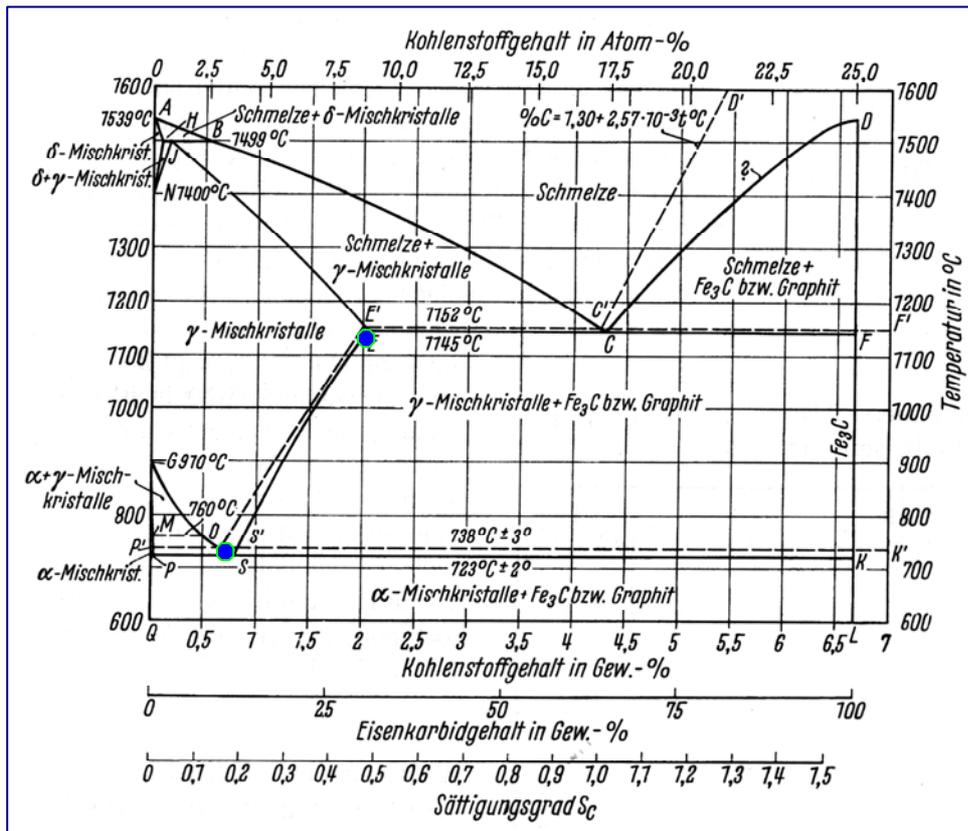


Bild 2-16: Eisen-Kohlenstoff-Diagramm [24]

Da Gusseisen mit Kugelgraphit wesentlich weniger zur Kornvergrößerung neigt als Stähle, können *hohe* Austenitisierungstemperaturen gewählt werden, um die Zeit bis zum Erreichen einer gleichmäßigen Kohlenstoffsättigung des Austenits zu verkürzen. Einflussfaktoren, die die Dauer der Aufkohlung bestimmen, sind unter anderem Grafitkugelgröße, -abstand und die Art der metallischen Grundmasse (Perlit oder Ferrit) vor der Austenitisierung. Die Diffusionswege sind umso länger, je größer die Grafitkugeln und damit auch der Abstand zwischen ihnen ist. Somit braucht es mehr Zeit bis zur Kohlenstoffsättigung des Austenits gemäß der Sättigungslinie im Eisen-Kohlenstoff-Silizium-Diagramm. Einen kleinen Überblick verschafft hier auch das folgende **Bild 2-17**.

Ist die Ausgangsmatrix jedoch ferritisch, so wird die Aufkohlung des Austenits nur über die Auflösung der Grafitkugeln realisiert. Damit besteht die Möglichkeit, selbst unter technischen Bedingungen Kohlenstoffgehalte im Austenit von unter 0,6% einzustellen. Aber wenn die Matrix vor der Austenitisierung überwiegend oder komplett aus Perlit besteht, steigt der Anteil des Kohlenstoffs im Austenit schnell auf 0,6%, denn in diesem Bereich liegt bei unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit der Anteil von gebundenem Kohlenstoff entsprechend dem Perlitpunkt im Fe-C-Si-System. Ein Ein-

stellen eines Kohlenstoffgehaltes im Austenit von unter 0,6% ist deshalb bei perlitischer Ausgangsmatrix technisch gesehen unmöglich [130].

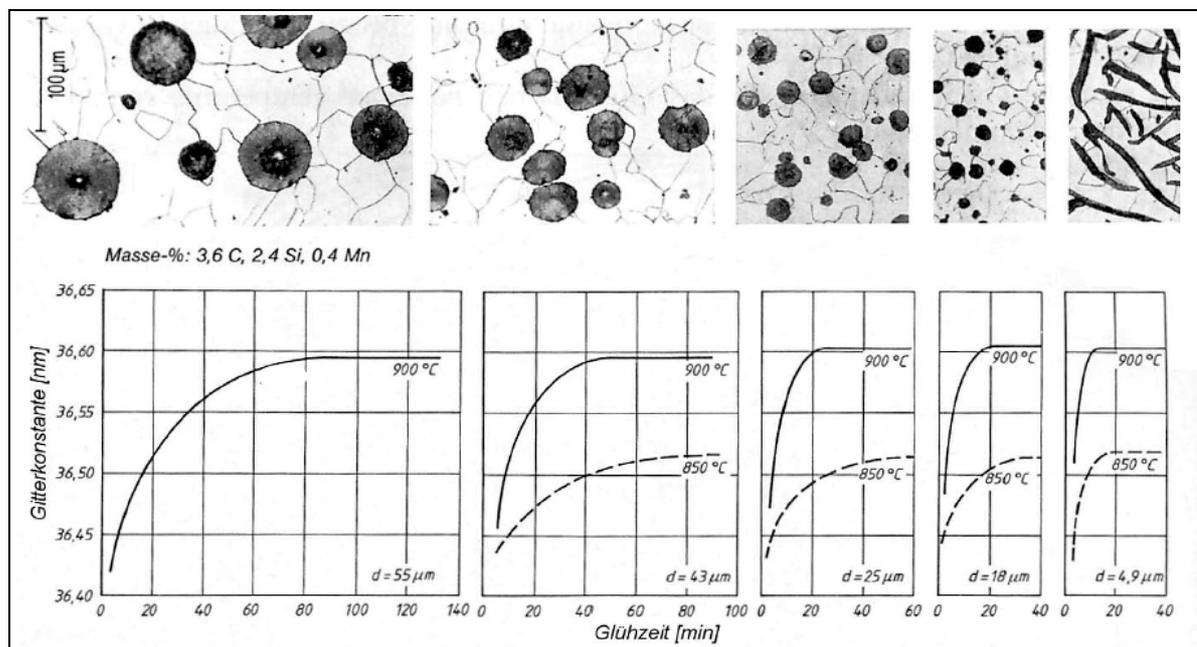


Bild 2-17: Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes im Austenit von Austenitisierungsdauer und -temperatur bei unterschiedlichen Grafitkugelgrößen im Sphäroguss [130, 134]

Bei duktilem Gusseisen mit Kugelgraphit mit perlitischer oder perlitisch-ferritischer Matrix laufen jedoch beide Aufkohlungsprozesse bei der Austenitisierung ab.

K. HERFURTH [130] hat den Zusammenhang zwischen Austenitisierungstemperatur und -dauer für unlegiertes Gusseisen mit Kugelgraphit mit 3,32% C, 2,52% Si, 0,29% Mn durch Messung des Austenitkorndurchmessers ermittelt und bewiesen, dass der Austenitkorndurchmesser mit steigender Austenitisierungstemperatur und -dauer zunimmt, **Bild 2-18**.

Der Einfluss des durch die Austenitisierungszeit und -temperatur bestimmten Kohlenstoffgehaltes der Grundmasse auf die Härte und Zugfestigkeit ist allerdings beim Zwischenstufenvergüten von Gusseisen mit Kugelgraphit wesentlich *geringer* als bei einem auf Martensit abgeschreckten Werkstoff [130].

Die Zähigkeitskennwerte reagieren dagegen wesentlich empfindlicher. Die genaue Einhaltung der Austenitisierungstemperatur und damit der Kohlenstoffsättigung im Austenit hat beim Zwischenstufenvergüten größere Bedeutung als beim Normalisieren oder Härten und Anlassen.

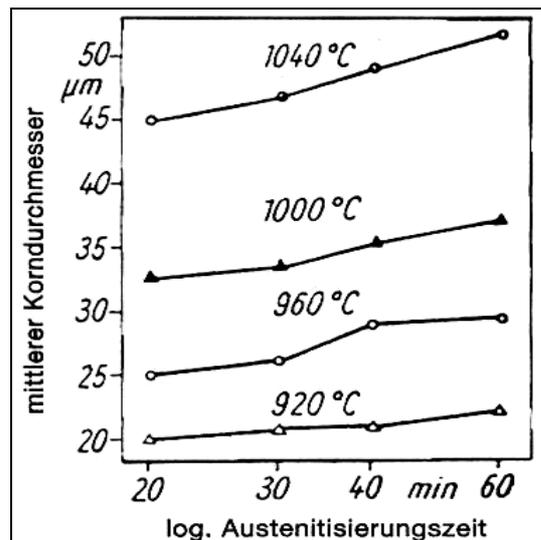


Bild 2-18: Mittlerer Austenitkorndurchmesser in Abhängigkeit von der Austenitisierungsdauer bei verschiedenen Austenitisierungstemperaturen [130]

Nach DORAZIL et al. [129] erhält man die höchsten Werte für Zähigkeit und Dehnung des zwischenstufenvergüteten Gefüges bei der Umwandlung in einem sehr engen Temperaturbereich. Dieser Bereich verschiebt sich zu tieferen Temperaturen, wenn die Härtetemperatur erhöht wird.

Die **Tabelle 2-9** [49] zeigt den Kohlenstoffgehalt des Austenits bei der Austenitisierungstemperatur und der zugehörigen Umwandlungstemperatur, bei der die höchste Dehnung und Zähigkeit erreicht werden.

Tabelle 2-9: Kohlenstoffgehalt des Austenits in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur und günstige Temperatur der Zwischenstufenumwandlung [49]

Austenitisierungstemperatur [°C]	Kohlenstoffgehalt des Austenits	Optimale Umwandlungstemperatur [°C]
850	0,73	420
900	0,93	400
1000	1,14	360

2.5.2.2. Einfluss der Zwischenstufentemperatur und -dauer

In Anlehnung auf die Literaturangaben in der Arbeit von KLEINER [135] und Anderen Autoren [136 - 142] wird im Folgenden der Einfluss der Umwandlungstemperatur und -dauer dargestellt:

Die zu wählende Zwischenstufentemperatur (Umwandlungstemperatur), die üblicherweise zwischen 230 °C bis 450 °C liegen kann, ist in erster Linie von entscheidender Bedeutung für die Ausbildung des Matrixgefüges während des isothermen Haltens. Grundsätzlich gilt, dass bei niedrigen Umwandlungstemperaturen - etwa zwischen 230 °C bis 320 °C - eine starke Unterkühlung des Austenits vorliegt, so dass die Keimbildung des Ferrits gegenüber dessen Wachstum bevorzugt ist. Dies führt dazu, dass Matrixgefüge, die bei entsprechenden Umwandlungstemperaturen entstehen, eine größere Anzahl feinerer Ferritausscheidungen aufweisen als Matrixgefüge höherer Umwandlungstemperaturen. Ein weiterer Aspekt niedriger Umwandlungstemperaturen ist, dass einer hohen treibenden Kraft für die Ferritausscheidungsreaktion lediglich eine *geringe Diffusionsgeschwindigkeit der Kohlenstoffatome* gegenüber steht. Unter diesen Voraussetzungen erfolgt eine rasche von den Austenitkorn Grenzen ausgehende Ferritausscheidung, ohne dass eine gleichgewichtsnaher Entmischung an Kohlenstoff möglich ist. Hieraus resultiert eine *tetragonal verzernte Kristallstruktur des kohlenstoffreichen Ferrits*, die der des *Martensits sehr ähnlich* ist. Bedingt durch das geringe Kohlenstoffdiffusionsvermögen vollzieht sich die nachfolgende Entmischung des Ferrits vorwiegend über die Bildung von Karbiden, die innerhalb der Ferritnadeln entstehen, **Bild 2-19**. Auf diese Weise kann nur ein kleiner Teil des Kohlenstoffs in den angrenzenden Austenit diffundieren, um diesen auf einen Kohlenstoffgehalt von ca. 2 % anzureichern und somit zu stabilisieren [136]. Der Anteil des nicht ausreichend stabilisierten bzw. nicht reagierten Austenits wandelt sich anschließend bei Abkühlung auf Raumtemperatur zu Martensit um [137]. Hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften ist verständlich, dass ein Gefüge, das aus Ferrit, Martensit und geringen Anteilen an stabilisiertem Austenit besteht, eine hohe Festigkeit und Härte aufweist, während die Duktilität im unteren Bereich angesiedelt ist. Dementsprechend lassen sich mit Umwandlungstemperaturen von 230 °C bis ca. 325 °C die Sorten Grade 4 und 5 nach ASTM A 897M-90 einstellen, die als harte Sorten bezeichnet werden.

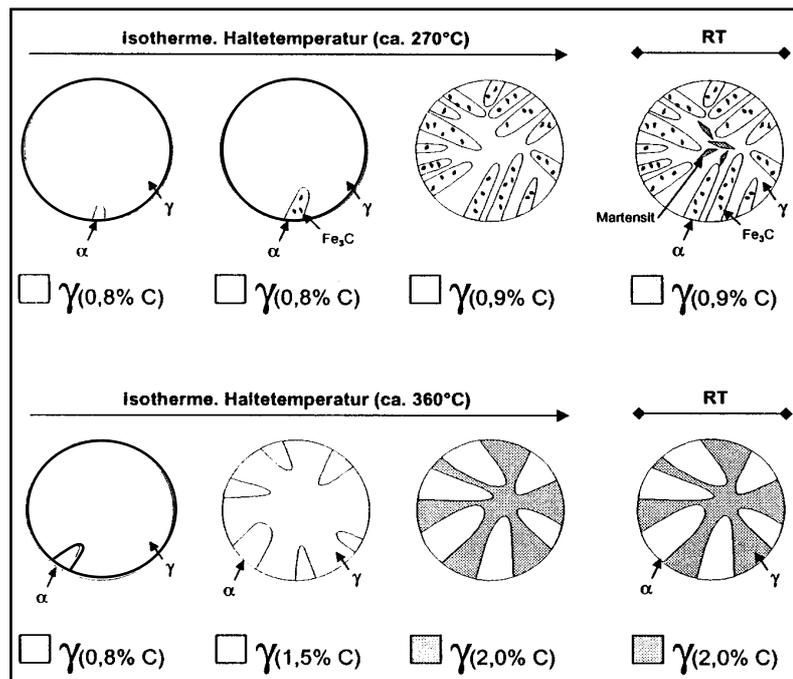


Bild 2-19: Schematische Darstellung der Austenitumwandlung zu ADI bei unterschiedlichen Umwandlungstemperaturen.

(Niedrige Umwandlungstemperaturen (hier: 270°C) haben eine geringe Kohlenstoffdiffusion zur Folge, so dass die Entmischung des Ferrits durch Bildung von Karbiden innerhalb der Ferritnadeln erfolgt. Der verbleibende Austenit wird nur geringfügig mit Kohlenstoff angereichert und bleibt weitgehend instabil. Bei Abkühlung auf Raumtemperatur - oft in Verbindung mit mechanischer Belastung- wandelt sich der instabile (nicht reagierte) Austenit zu Martensit um. Bei hohen Umwandlungstemperaturen (hier: 360 °C) existiert ein hohes Kohlenstoffdiffusionsvermögen, das eine gute Entmischung des Ferrits und eine gute Anreicherung des verbleibenden Austenits und somit dessen Stabilisierung zulässt. Der Kohlenstoffgehalt im Austenit steigt dabei von 0,8% auf 2,0 %. Bei Abkühlung auf Raumtemperatur wandelt sich der stabilisierte Austenit nicht mehr um, [136,138])

Eine *Steigerung* der Umwandlungstemperatur bewirkt einen *Abbau* der Unterkühlung und zugleich eine Erhöhung der Kohlenstoffdiffusionsgeschwindigkeit. Darüber hinaus erfolgt eine Veränderung der gefügebestimmenden Vorgänge, wobei nun das Ferritwachstum gegenüber der Ferritkeimbildung bevorzugt ist. Hierdurch ergeben sich bessere Voraussetzungen für die Entmischung des Ferrits, so dass ein großer Teil des Kohlenstoffs aus den Ferritnadeln diffundieren kann und der Anteil an stabilisiertem Austenit zunimmt. Ab etwa 350 °C erfolgt die Entmischung des übersättigten Ferrits ausschließlich über die Diffusion. Diese Temperatur kann somit als Übergangstemperatur zwischen der unteren und oberen Zwischenstufe angesehen werden [142].

Charakteristisch für die Übergangstemperatur ist, dass ab dieser Temperatur -eine geeignete Haltezeit vorausgesetzt - eine ausreichende Stabilisierung des Austenits

erreicht und die Martensitbildung bei Abkühlung auf Raumtemperatur unterdrückt werden kann. Auf der Grundlage dieser Rahmenbedingungen können halbzähe Sorten gemäß Grade 3 nach ASTM A 897M-90 hergestellt werden.

Zum Erreichung von ADI mit Dehnungswerten $\geq 10\%$ und zugleich hohen Zugfestigkeiten von $\geq 850\text{ N/mm}^2$ sind sehr hohe Anteile an stabilisiertem Austenit erforderlich. Als maximal gelten Anteile von 40-50%. Bei unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit werden für entsprechende Sorten (Grade 1 und 2 nach ASTM A 897M-90) Umwandlungstemperaturen im Bereich von $360\text{ }^\circ\text{C}$ bis $380\text{ }^\circ\text{C}$ vorgeschlagen [139]. Kennzeichnend für das Matrixgefüge dieser Sorten ist, dass der Ferrit überwiegend in Form von unidirektionalen Nadelbündeln vorliegt, die relativ grob sind und untereinander unterschiedliche Vorzugsrichtungen besitzen [140]. Bei einer weiteren Anhebung der Umwandlungstemperatur in Verbindung mit sehr langen Umwandlungszeiten reicht die Wirkung des Siliziums nicht mehr aus, um Karbidausscheidungen innerhalb des hochübersättigten Austenits zu unterdrücken.

Eine zusammenfassende Darstellung des Zusammenhangs zwischen der Umwandlungstemperatur und den mechanischen Eigenschaften verdeutlicht das **Bild 2-20** anhand eines unlegierten Gusseisens mit Kugelgraphit. Demnach führt eine zunehmende Umwandlungstemperatur zu einer Abnahme der Zugfestigkeit, wobei die Kurve einen asymthotischen Verlauf aufweist. Analog verhalten sich die Kurven der 0,2%-Dehngrenze und der Härte. Verantwortlich für diese Entwicklung ist die Abnahme des Martensitanteils, dessen Bildung bei $350\text{ }^\circ\text{C}$ ganz zum Erliegen kommt. Weiterhin lässt sich feststellen, dass die Austenitisierungstemperatur keinen wesentlichen Einfluss auf die Festigkeitskennwerte besitzt [29, 129, 141, 131].

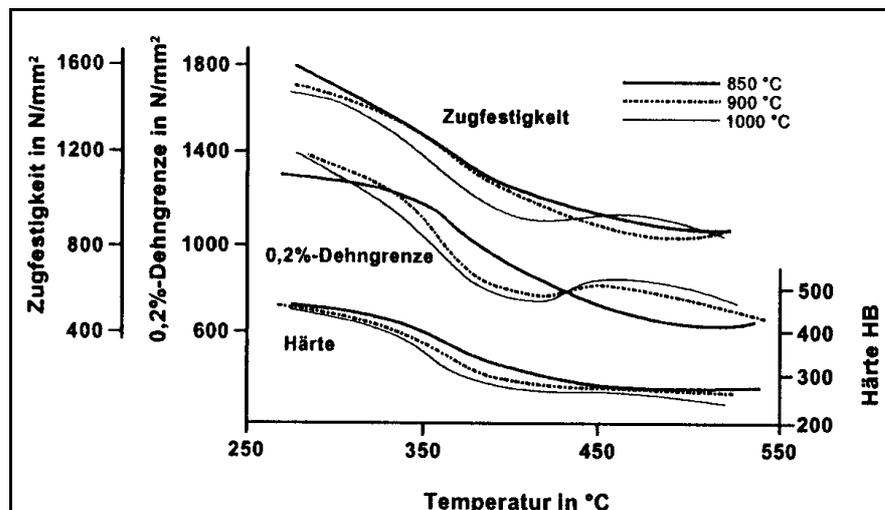


Bild 2-20: Festigkeit und Härte in Abhängigkeit von der isothermen Umwandlungstemperatur bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen [129, 141]

Im Gegensatz zu den Festigkeitskennwerten hat eine Zunahme der Umwandlungstemperatur bei der Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit zunächst einen Anstieg bis zu einem Maximum zur Folge, **Bild 2-21**. Abhängig von der Austenitisierungstemperatur, die hier einen wesentlich stärkeren Einfluss hat als bei den Festigkeitskennwerten, liegen die Maxima in einem Temperaturbereich von 350 °C bis 420 °C. Hohe Austenitisierungstemperaturen, z.B. 1000 °C, bewirken, dass das Maximum für die Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit bei niedrigeren Umwandlungstemperaturen erreicht wird. Hinsichtlich hoher Werte für Bruchdehnung und Kerbschlagbiegearbeit sind dementsprechend niedrigere Austenitisierungstemperaturen zu bevorzugen [29, 129, 141, 131].

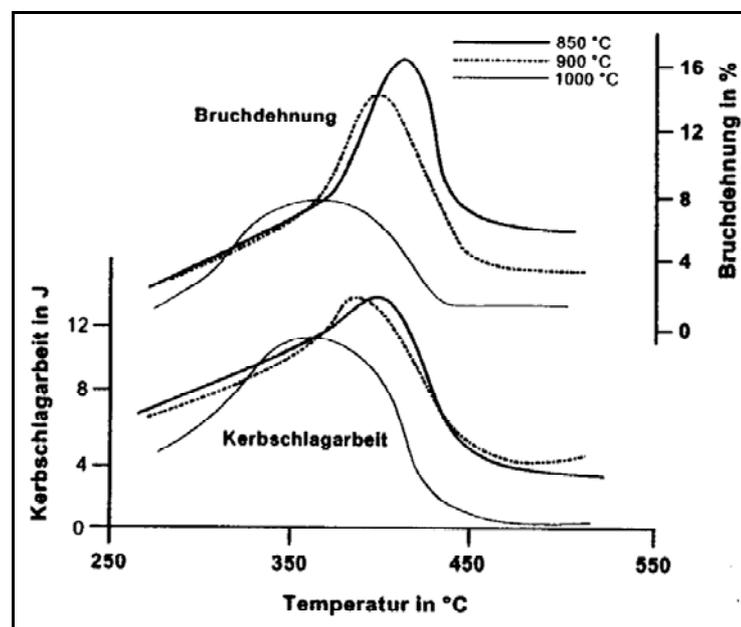


Bild 2-21: Zusammenhang zwischen Bruchdehnung und Kerbschlagzähigkeit in Abhängigkeit von der isothermen Umwandlungstemperatur bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen [129, 141].

Durch eine Verlängerung der Haltezeit bei der betreffenden Umwandlungstemperatur erhöhen sich Zugfestigkeit und Dehnung sowie auch der Restaustenitanteil, während die Härte abfällt. Niedrige Werte der Zugfestigkeit und Dehnung im Anfangsstadium der Zwischenstufenumwandlung sind durch vorzeitiges Brechen der Zugproben zu erklären, und dies wiederum ist ein Folge des erhöhten Martensitanteils im resultierenden Mischgefüge; dieser Dehnung entsprechen hohe Härtewerte. Der Einfluss der größeren Martensitmenge macht sich nach der isothermen Umwandlung bei allen angewandten Temperaturen bemerkbar. Optimale mechanische Eigenschaften werden erst bei einem Anteil von 20 bis 40 % Restaustenit erreicht,

wo die Neigung zum vorzeitigen Bruch nicht mehr auftritt: Zugfestigkeit und Bruchdehnung erreichen höchste Werte. Zum Beispiel liegt die Haltezeit für unlegiertes Eisen bei einer Temperatur von 375°C bei ca. einer Stunde [143]. In diesem Temperaturbereich wird auch in anderen Literaturquellen von den besten Dehnungswerten gesprochen, welche erreicht wurden [144, 145].

2.5.2.4. Einfluss der Graphitkugelparameter

Die Art, Menge, Anzahl und Verteilung der Graphitausscheidungen bei dem Ausgangsgusseisen (GJS) sind von besonderer Bedeutung für die Herstellung und die Einstellung der Eigenschaften vom bainitischen Gusseisen mit Kugelgraphit. Mit ansteigender Zahl der Graphitausscheidungen nimmt auch die Zahl der eutektischen Körner zu, was zur Abnahme von deren Größe führt. Hierdurch wird die Verteilung der verschiedenen Legierungselemente in der Grundmasse beeinflusst [146, 148]. Infolgedessen kann das Auftreten von Seigerungen und damit verbundenen Korngrenzenkarbiden durch eine Erhöhung der Kugelzahl verhindert werden [147, 148, 149]. Außerdem wird die Umwandlungsreaktion zu Ausferrit beschleunigt und das Prozessfenster aufgeweitet. G. COOPERT et al. [150] haben festgestellt, dass eine höhere Kugelanzahl die Manganseigerungen *vermindert* und die notwendige Austenitisierungszeit verkürzt. Die Umwandlungsdauer wird kaum beeinflusst. Bei Gusseisen mit einem Gefüge aus oberem Bainit verschlechtert die Verminderung der Nodularität die Dehnung stärker als die Zugfestigkeit, [148]. Eine weitere Auswirkung der hohen Kugelanzahl ist eine Verfeinerung und Vergleichmäßigung des Ausferrits. Damit sind eine höhere Festigkeit, Kerbschlagarbeit und Dehnung nach der Wärmebehandlung verbunden [151, 152].

In vielen Veröffentlichungen wurde erwähnt, dass das Gefüge des Grundwerkstoffes, um die guten Eigenschaften des ADI im Gussstück zu erhalten, eine Nodularität des Graphits von mindestens 90 bis 95 % bei möglichst gleichmäßiger und feiner Verteilung der Kugeln aufweisen und einen Kugelgraphitgehalt von mindestens 70 % sowie eine Kugelzahl über 150/mm² besitzen muss [148, 151, 152].

2.5.3. Abschreckmedien

Wie schon erwähnt sollen die austenitisierten GJS-Gussstücke in einem Abschreckmedium auf die Zwischenstufentemperatur gebracht und dort eine bestimmte Zeit gehalten werden. Dazu kommen heißes Öl, das Salzbad, Sprühnebel, das Fließbett mit Al_2O_3 -Sand oder Gebläseluft zur Kühlung in Frage, wobei sich das Salzbad als die vorteilhafteste Variante herausgestellt hat [29, 49, 51]. Salzbaden mit einer Mischung aus Alkali-Nitrit und Alkali-Nitrat-Salzen stellen den größten Teil der Abschreckbäder dar [153]. Sie kommen für höhere Umwandlungstemperaturen in Frage. Ihr Einsatz ist verhältnismäßig kostengünstig, wenn sie in Verbindung mit Schutzgasöfen verwendet werden, da sie dann nicht mit Zunder verunreinigt werden [49]. Ein Beispiel für diese Salze ist eine 50:50-Mischung aus **Kaliumnitrat** KNO_3 und **Natriumnitrit** NaNO_2 mit einer Einsatztemperatur von 180 bis 400 °C, die Salzaufbereitung wird vor Ort durchgeführt [154]. Eine weitere Möglichkeit ist eine 50:50-Mischung aus **Natriumnitrat** NaNO_3 (Natronsalpeter, Chilesalpeter) und **Natriumnitrit** NaNO_2 (Sodiumnitrite, E 250).

Die Luftabkühlung kann nur bei legiertem Gusseisen mit Kugelgraphit, die eine entsprechende Härbarkeit aufweisen, angewandt werden.

Nach J. DODD [49] und S. HASSE [29] sind vor allem zwei Gesichtspunkte bei der Auswahl des Abschreckmedium zu beachten:

- „die Geschwindigkeit, mit der das Gussteil von bestimmter geometrischer Gestalt (Form und Wanddicke) in einem bestimmten Abschreckmittel abgekühlt werden kann, und
- die Härbarkeit des Gusseisens mit Kugelgraphit, die zur Unterdrückung der Perlitbildung während der Abkühlung auf Umwandlungstemperatur ausreichen muss“.

2.6. Normen und Eigenschaften von ADI

2.6.1. ADI-Normen

Der Werkstoff ADI kann mit einem vorteilhaften Eigenschaftsprofil festgelegt werden, das durch sein austenitisch-ferritisches Grundgefüge und den freien Graphit in Kugelform bestimmt wird. Die Eigenschaften können durch die Wahl der Wärmebehandlung so eingestellt werden, dass daraus entweder ein hochfester Werkstoff mit hoher Duktilität resultiert oder ein sehr hochfester Werkstoff mit geringer Duktilität, aber hoher Verschleißbeständigkeit. Durch diese Variabilität lassen sich vielseitige Anwendungsgebiete erschließen [61].

Die Eigenschaften der ADI-Werkstoffe konnten in den vergangenen Jahren - zusammen mit Fortschritten bei der Wärmebehandlung - kontinuierlich verbessert werden. Daran wurden die nationalen und internationalen Normen laufend angepasst; das Ergebnis sind die Festlegungen im heutigen Internationalen Normentwurf ISO/DIS 17804-2006 (**Tabelle 2-10**).

In Deutschland entstand im Jahr 1987 das *VDG-Merkblatt W 52 „Bainitisches Gusseisen“*, welches das erste der europäischen Normung bzw. Bezeichnung für diesen Werkstoff war, aber heute nicht mehr gültig ist. Anfang der 90er Jahre des vorigen Jahrhunderts begann die europäische Normung. Im Zuge der Vereinheitlichung verschiedener nationaler Regelwerke in Europa wurde auch eine neue Norm für ADI entwickelt: *DIN EN 1564*, (**Tabelle 2-11**). Eine Grundlage für die Erstellung der Norm war das VDG-Merkblatt W 52 vom Jahr 1987 über bainitisches Gusseisen. Die chemische Zusammensetzung der Werkstoffsorten ist nicht in DIN EN 1564 spezifiziert. Die Norm unterscheidet vier (unlegierte) Werkstoffsorten und spezifiziert ihre Werkstoffkennwerte [61]. Im Jahr 1990 wurde die US-amerikanische Norm ASTM A 897-90 **Tabelle 2-12** erstmalig veröffentlicht und nachfolgend bestätigt, zuletzt 1997.

Tabelle 2-10: Werkstoffeigenschaften nach ISO 17804 (Entwurf, einzuhaltende Mindestwerte) [155]

Werkstoffkurzzeichen	Zugfestigkeit in N/mm ²	0,2%- Dehngrenze in N/mm ²	Bruchdehnung in %	Brinellhärte (typisch) informativ
ISO17804/JS/800-10	800	500	10	250 - 310
ISO17804/JS/900-8	900	600	8	280 - 340
ISO17804/JS/1050-6	1050	700	6	320 - 380
ISO17804/JS/1200-3	1200	850	3	340- 420
ISO17804/JS/1400-1	1400	1100	1	380 - 480

Tabelle 2-11: Werkstoffeigenschaften nach DIN EN 1564 (einzuhaltende Mindestwerte) [156]

Werkstoffkurzzeichen	Werkstoffnummer	Zugfestigkeit in N/mm^2	0,2%-Dehngrenze in N/mm^2	Bruchdehnung in %	Brinellhärte HB
EN-GJS-800-8	EN-JS-1100	800	500	8	260-320
EN-GJS-1000-5	EN-JS-1110	1000	700	5	300-360
EN-GJS-1200-2	EN-JS-1120	1200	850	2	340-440
EN-GJS-1400-1	EN-JS-1130	1400	1100	1	380-480

Tabelle 2-12: Werkstoffeigenschaften nach amerikanischen Standard ASTM A 897-90 (einzuhaltende Mindestwerte) [157]

Werkstoffkurzzeichen	Zugfestigkeit in N/mm^2	0,2%-Dehngrenze in N/mm^2	Bruchdehnung in %	Schlagarbeit ungekerbt in J	Brinellhärte (typisch)
Grade 850/550/10	850	550	10	100	269 - 321
Grade 1050/700/7	1050	700	7	80	302 - 363
Grade 1200/850/4	1200	850	4	60	341 - 444
Grade 1400/1100/1	1400	1100	1	35	388 - 477
Grade 1600/1300/-	1600	1300	---	---	444 - 555

Stellt man die angegebenen einzuhaltenden Mindestwerte der 0,2-Dehngrenze und der Dehnung in einem Diagramm zusammen, werden die Abweichungen der Normen voneinander veranschaulicht **Bild 2-22**.

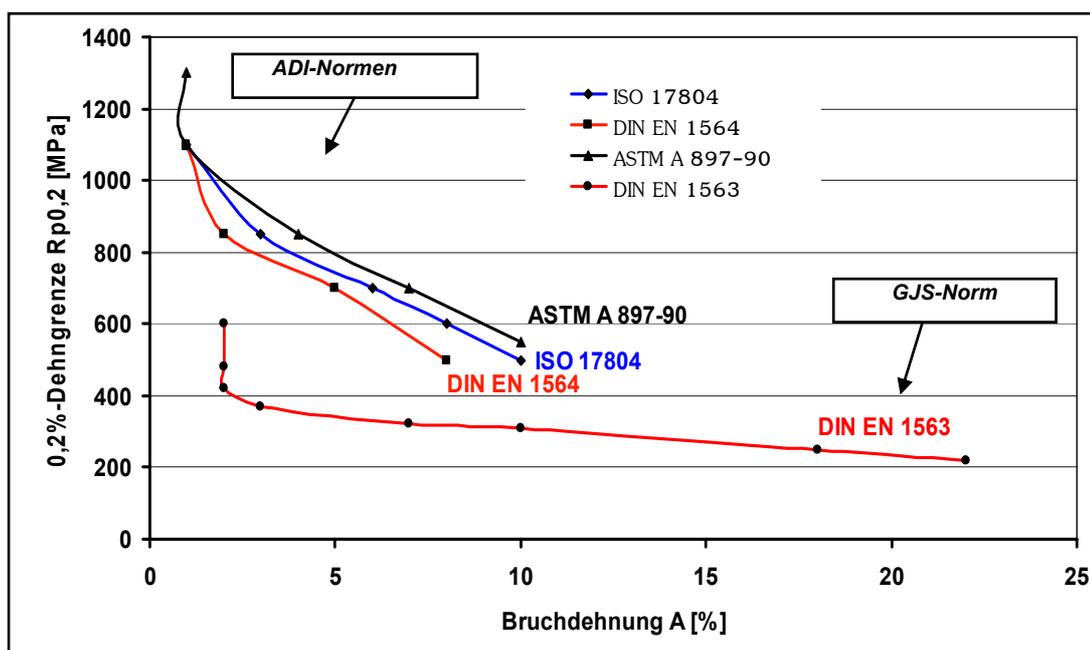


Bild 2-22: Vergleich zwischen den unterschiedlichen ADI-Normwerken

2.6.2. Mechanische Eigenschaften

Festigkeitseigenschaften

Die guten Festigkeitseigenschaften werden durch das feine nadelförmige Gefüge bestimmt. Den höheren Beitrag zur Festigkeit liefert der Austenit. Der zwangsgelöste Kohlenstoff bewirkt Mikro-Eigenstressungen im Kristallgitter und erhöht so den Widerstand des Kristallgitters gegen Verformung. Wird bei hohen äußeren Spannungen das Gleiten von Versetzungen aktiviert, so werden diese zunächst an den verspannten Gitterbereichen sowie an Fremdatomen (Legierungselemente) aufgehalten - der Werkstoff verfestigt. Bei weiterer Steigerung der äußeren Spannung können die Versetzungen zwar weiter gleiten, werden aber schließlich von den Phasengrenzen zwischen den Austenit- und Ferrit-Nadeln aufgehalten. Auch der Ferrit leistet einen Beitrag zur Festigkeit, da er durch eine Vielzahl von Versetzungen effektiv verfestigt ist. Die Folge sind eine hohe 0,2-% Dehngrenze sowie eine hohe Zugfestigkeit (Mindestwerte von 800 bis zu 1400 N/mm² je nach (Normal-) Werkstoffsorte). Damit werden die Kennwerte von hochfestem perlitischem Gusseisen mit Kugelgraphit weit überschritten. Der Elastizitätsmodul der Werkstoffe liegt im Bereich von perlitischem Gusseisen mit Kugelgraphit [61].

Verformbarkeit und Zähigkeit

Der oben beschriebene Effekt bewirkt gleichzeitig eine hohe Verformbarkeit, aber auch eine hohe Zähigkeit des Werkstoffs. Wird bei hohen äußeren Spannungen die Elastizitätsgrenze des Werkstoffs überschritten, kommt die Verformbarkeit zum Tragen. Der Austenit ist aufgrund einer größeren Zahl von Gleitsystemen besser verformbar als der Ferrit, doch auch dieser trägt die Verformung mit. Insgesamt ist die Verformbarkeit von ADI sehr viel höher als bei den härtesten perlitischen Gusseisenwerkstoffen mit Kugelgraphit. Ein ADI-Werkstoff mit einer Mindest Zugfestigkeit nach Norm (DIN EN 1564) von 800 N/mm² hat eine Bruchdehnung von mindestens 8 %; je nach Bauteilgeometrie und Wanddicke können diese Werte auch deutlich überschritten werden.

Die Zähigkeit des Werkstoffs wird durch den Widerstand des Gefüges gegen Rissausbreitung bestimmt. Ist - bedingt durch eine äußere Spannung - ein Riss im Werkstoff entstanden, oder liegt bereits ein Riss im Werkstoff vor, so kann die weitere Ausbreitung des Risses durch plastische Verformung des Werkstoffs vor der Risspitze aufgefangen werden. Aufgrund seiner guten Verformbarkeit kann die Rissaus-

breitung im austenitisch-ferritischen Gefüge sehr gut durch lokales Fließen aufgefangen werden. Ein - bedingt aussagekräftiges - Maß für die Zähigkeit des Werkstoffs ist die Kerbschlagarbeit einer Probe mit V-förmiger Kerbe (Charpy-V). Die Werkstoffsorte EN-GJS-800-8 hat eine Mindest-Kerbschlagarbeit von 10 J und erscheint damit im Vergleich zu Stählen eher niedrig [61].

Die Zähigkeit des Werkstoffs wird weitaus besser durch den Kennwert K_{IC} charakterisiert, den Widerstand gegen kritische Rissausbreitung. Dieser Kennwert ist allerdings aufwändiger zu bestimmen als die Kerbschlagarbeit. Vergleicht man jedoch den Kennwert K_{IC} von ADI mit Stählen, so liegen die Kennwerte in ähnlicher Höhe. Die Bruchzähigkeit von ADI ist in **Tabelle 2-13** angegeben:

Tabelle 2-13: Bruchzähigkeit von ADI nach Norm

Werkstoff EN-GJS-	350-22	500-7	700-2	800-8	1400-1
Bruchzähigkeit K_{IC} [MPa.m ^{1/2}]	31	25	15	62	50

Härte und Verschleißbeständigkeit

Auch die Härte und Verschleißbeständigkeit von ADI werden vom Grundgefüge bestimmt. Die Härte wird aus der Größe des Eindrucks eines Eindruckkörpers ermittelt. Dieser Vorgang ist eine plastische Verformung, welcher das austenitisch-ferritische Gefüge einem hohen Widerstand entgegen setzt. Die Zugfestigkeit geht somit - wie bei allen Werkstoffen - mit einer hohen Härte einher.

In der neuen Norm ISO 17804 wurden zwei besonders verschleißbeständige Werkstoffsorten festgelegt, die bei einer Zugfestigkeit von 1400 bzw. 1600 N/mm² eine Härte von 400 bzw. 450 HBW aufweisen und Anwendungen beispielsweise im Landmaschinenbau erschließen. Zwar wird nicht die hohe Verschleißbeständigkeit der weißen Gusseisenwerkstoffe erreicht, doch die Festigkeit ist weitaus höher und rechtfertigt für bestimmte Anwendungen, die eine Kombination beider Eigenschaften erfordern, die erhöhten Herstellungskosten [61].

Dauerfestigkeit

Während bei Gusseisenwerkstoffen mit Kugelgraphit und bei Stählen die Dauerfestigkeit üblicherweise mit der Zugfestigkeit ansteigt und somit bei den härtesten Werkstoffsorten am höchsten ist, erreicht die Dauerfestigkeit der ADI-Werkstoffe bei den zähen Sorten ihr Maximum [158]. Untersuchungen an EN-GJS-1000-5 im Vergleich zu Schmiedestählen zeigten, dass die Schwingfestigkeit der Gusseisenwerkstoffe diejenige der Stähle fast erreicht (geschliffene Oberfläche, nicht behandelt,

Schwingfestigkeitsversuch); bei festgewalzter Randschicht werden die gleichen Werte erreicht [159]. Die Biegewechselfestigkeit von ADI kann diejenige von perlitischem Gusseisen mit Kugelgraphit übertreffen, sofern die Gusshaut frei von Fehlern ist. Dies zeigte sich beim Vergleich von Proben aus EN-GJS-700-2 und ADI-900 mit und ohne Gusshaut. Strahlen verbessert die Biegewechselfestigkeit weiter [160].

Der Einfluss von Legierungselementen auf die Dauerfestigkeit entspricht im wesentlichen dem Einfluss dieser Elemente auf die Zugfestigkeit. Man muss davon ausgehen, dass Legierungselemente entweder die Grundmasse verfestigen und so die Dauerfestigkeit erhöhen oder in übermäßigem Gehalt und/oder zu großen Wanddicken zu Fehlstellen führen, die sie vermindern. Der Einfluss auf die Dauerfestigkeit beruht also auf dem Einfluss auf das Gefüge bzw. die Festigkeit. Demzufolge werden vor allem die perlitisierenden Elemente Nickel und Kupfer die Dauerfestigkeit erhöhen, während Molybdän in Gehalten größer 0,3 % die Dauerfestigkeit verringert [161].

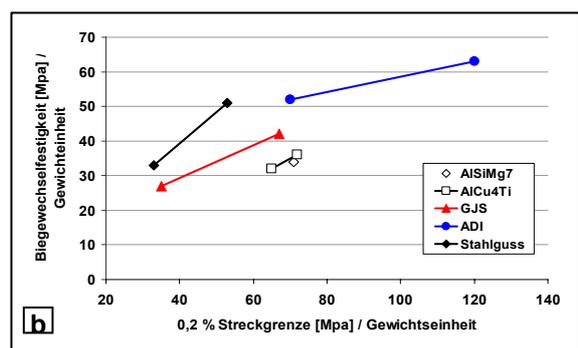
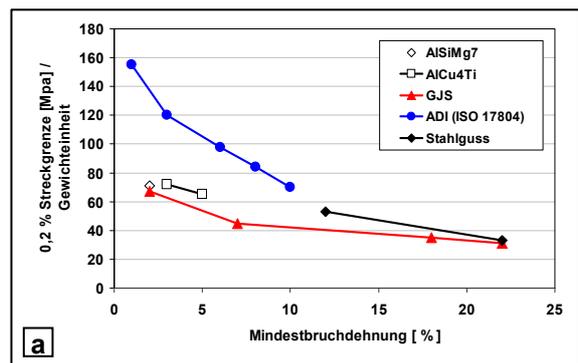
2.6.3. Physikalische Eigenschaften

Bei Leichtbaukonstruktionen, die vor allem im Fahrzeugbau angestrebt werden, lassen sich verschiedene Werkstoffe nach dem Verhältnis von Streckgrenze und Gewicht beurteilen. Im **Bild 2-23a** sind die Streckgrenzen verschiedener Eisenbasis- und Aluminiumlegierungen, bezogen auf die Dichte, in Abhängigkeit von der Mindestdehnung einander gegenübergestellt. Ein Vergleich der Biegewechselfestigkeit dieser Werkstoffe mit dem Verhältnis von 0,2 %-Dehngrenze zur Dichte zeigt **Bild 2-23b**.

Bild 2-23: Vergleich der Leichtbaupotentiale von ADI mit anderen Leichtbaulegierungen [163];

a: Gegenüberstellung des Verhältnisses von 0,2 %-Streckgrenze zur Dichte bei verschiedenen Eisenbasis- und Aluminiumlegierungen zur Dehnung,

b: Gegenüberstellung der Biegewechselfestigkeit verschiedener Eisenbasis- und Aluminiumlegierungen zum Verhältnis von 0,2 %-Streckgrenze zur Dichte



Die Dämpfungseigenschaften von Bauteilen aus ADI verleihen der Maschine eine wesentliche Geräuschreduktion, verglichen mit Motoren mit Kurbelwellen aus Stahl oder Gusseisen EN-GJS [4]. Die starke Geräuschentwicklung des aus einer Aluminiumlegierung hergestellten Bauteils (als Praxisbeispiel: Der Motorträger des Renault Laguna 2,2 l Diesel) erforderte eine Neukonstruktion aus Gusseisen, die weder schwerer noch teurer sein sollte als die bisherige Lösung. Die akustisch optimierte Neukonstruktion aus EN-GJS-1000-5 weist bei einem Gewicht von 1100 Gramm (vorher 1000 Gramm) ein Bauteilvolumen von nur noch 160 cm³ (vorher 370 cm³) auf. Nicht nur die Geräuschentwicklung sondern auch die Kosten wurden durch Werkstoffsubstitution und Geometrieanpassung deutlich reduziert.

ADI schneidet bei derartigen Vergleichen hervorragend ab und ist vor allem den üblichen Aluminiumlegierungen deutlich überlegen. Dies wird zum Beispiel bei Radnaben **Bild 2-24** ausgenutzt. Das Bild zeigt eine erfolgreiche Substitution einer Aluminium-Radnabe (rechts) durch eine aus ADI (links); Gewichtsvergleich: ADI = 14,8 kg, Al = 15,3 kg, die Kosteneinsparung durch ADI bezogen auf die einbaufertige Nabe - also einschließlich der spanenden Bearbeitung - beträgt rd. 15 %. Solche Substitutionen sind dann möglich, wenn die im Vergleich zu Al wesentlich höhere Festigkeit und Steifigkeit von ADI auch konstruktiv und fertigungstechnisch umgesetzt werden kann, d.h., wenn die aufgrund der Festigkeitsdifferenz mögliche Wanddickenreduzierung auch giesstechnisch realisiert werden kann [162].

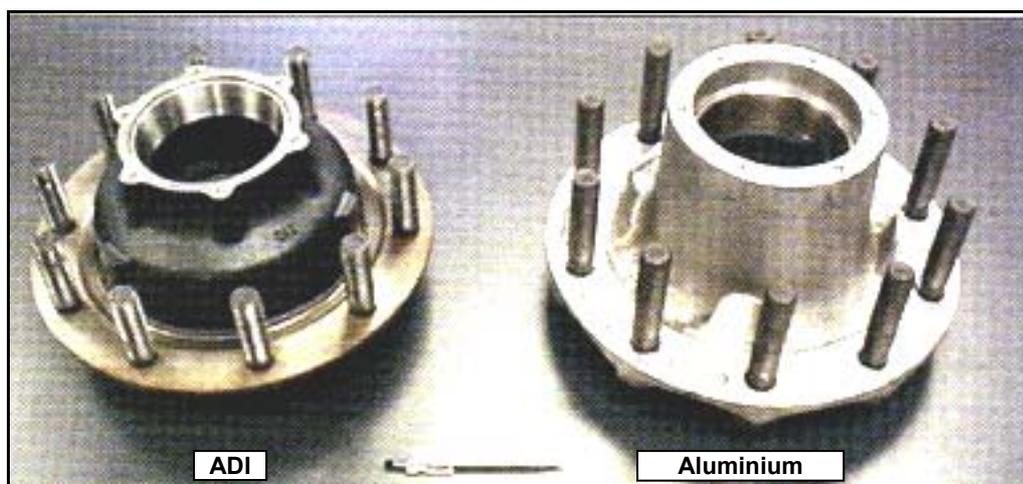


Bild 2-24: Radnabe aus ADI für Anhänger, die um 2% leichter als aus Aluminium ist und auch eine höhere Dauerfestigkeit hat [162]

Im Allgemeinen liegen die physikalischen Eigenschaften von ausferritischen GJS im gleichen Bereich wie die anderen GJS- Sorten. Der lineare Wärmeausdehnungskoeffizient liegt etwas höher [61]. In der **Tabelle 2-14** sind die wichtigsten physikalischen Eigenschaften dargestellt [165].

Tabelle 2-14: Physikalische Eigenschaften von ADI-Werkstoffen nach [165]

Eigenschaft	Wert
Elastizitätsmodul [kN/mm ²]	170 bis 165
Poisson-Zahl	0,28
Lineare Wärmeausdehnungskoeffizient [1/K]	12 · 10 ⁻⁶
Spezifische Wärme [J/g.K]	0,46
Wärmeleitung [W/K.cm]	0,26
Dichte [g/cm ³]	7,1

3. Experimentelle Arbeit

3.1. Ziel und Inhalt der Versuche

Die Zielstellung der Arbeit besteht in der Entwicklung eines alternativen Verfahrens zur Herstellung von ADI. Dieses ist dadurch charakterisiert, dass es durch die Absenkung der Martensitstarttemperatur des zu behandelnden Werkstoffs möglich wird, das technologisch und ökologisch problematische Salzbad durch alternative Abschreckmedien zu ersetzen.

Bei der kritischen Bewertung der Wärmebehandlung von Gusseisen mit Kugelgraphit zur Herstellung von ADI lässt sich feststellen, dass der Anspruch an die Wärmebehandlung nicht im Vergüten im Salzbad besteht, sondern darin, dass bei der Wärmebehandlung die Martensitstarttemperatur nicht unterschritten werden darf. Damit wird es grundsätzlich möglich, diese Wärmebehandlung in zwei Schritten vorzunehmen **(Bild 3-1)**:

1. Abschrecken auf eine Temperatur, die unterhalb der Perlitnase und über der Martensitstarttemperatur liegt und
2. Austempeln in einem konventionellen Wärmebehandlungsofen bei Zwischenstufentemperatur, die je nach einzustellender Werkstoffqualität zwischen 250 °C und 420 °C liegt.

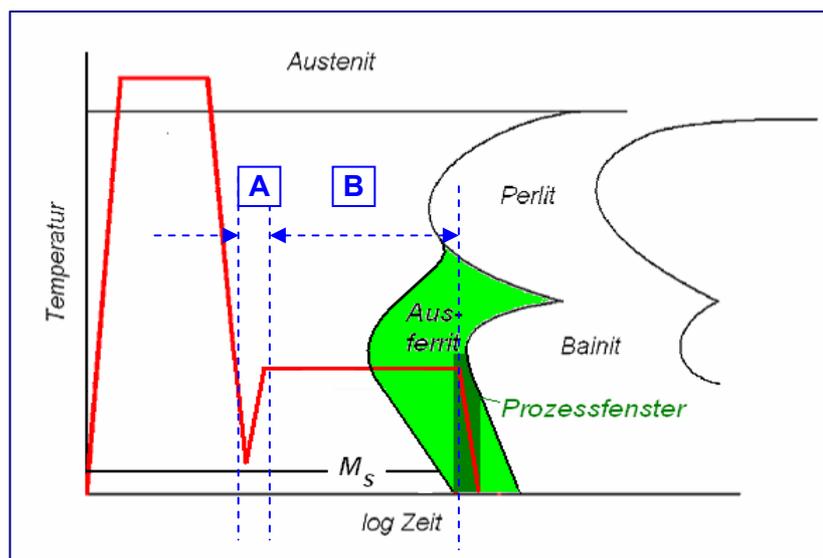


Bild 3-1: Ablauf des vorgestellten alternativen Verfahrens

Die Lage der Martensitstarttemperatur von Gusseisenlegierungen hängt ebenso wie die von Stählen vom Gehalt an Begleit- und Legierungselementen im Austenit ab und wird von verschiedenen Autoren wie folgt quantifiziert:

STUHLMANN [171]:

$$M_s [^{\circ}\text{C}] = 550 - 350 * (\% \text{C}) - 40 * (\% \text{Mn}) - 20 * (\% \text{Cr}) - 17 * (\% \text{Ni}) - 10 * (\% \text{Mo, Cu}) \dots (3)$$

PICKERING [172]:

$$M_s [^{\circ}\text{C}] = 502 - 819 * (\% \text{C}) - 1230 * (\% \text{N}) - 13 * (\% \text{Mn}) - 30 * (\% \text{Ni}) - 12 * (\% \text{Cr}) - 54 * (\% \text{Cu}) - 6 * (\% \text{Mo}) \dots (4)$$

Übereinstimmend wird von allen Autoren die maximale Absenkung der Martensitstarttemperatur durch eine Erhöhung des im Austenit gelösten Kohlenstoffs angegeben. Dieser hängt bei den kohlenstoffreichen Gusseisenwerkstoffen nicht vom Kohlenstoffgehalt der Legierung, sondern von der Kohlenstofflöslichkeit im Austenit ab.

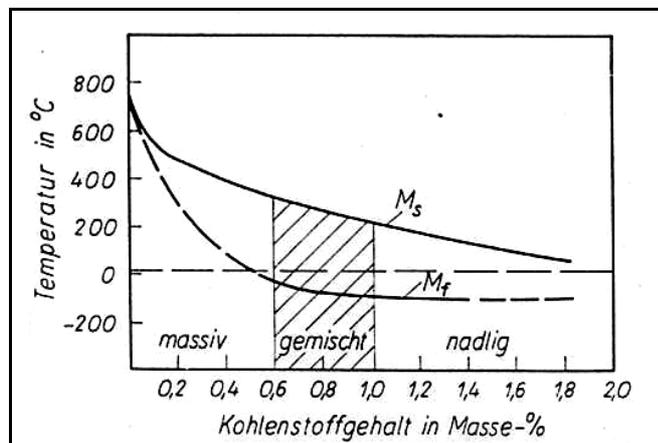


Bild 3-2: Abhängigkeit der Ms-Temperatur vom Kohlenstoffgehalt im Austenit

Aus diesen Beziehungen leitet sich die wesentliche Strategie der Arbeit ab,

1. den Anteil an gelöstem Kohlenstoff im Austenit möglichst hoch einzustellen und
2. durch Zugabe weiterer Legierungselemente die Martensitstarttemperatur bis auf das erforderliche Maß abzusenken. Dabei scheint Nickel besonders geeignet, weil
 - Nickel die Härtebarkeit des Gusseisens sowie seine Festigkeit verbessert,
 - Nickel graphitisierend wirkt, dadurch sollte die Wirkung des reduzierten Siliziumgehaltes teilweise kompensiert werden,
 - Nickel die Bildung eines erwünschten perlitischen Gefüges begünstigt und die Ferritbildung verzögert,

- Nickel nicht an den Austenitkorngrenzen segregiert und nicht die Entstehung von schädlichen freien Karbiden fördert.

Der Kohlenstoffgehalt in den Gusseisenlegierungen übersteigt erheblich die Kohlenstofflöslichkeit im Austenit und ist deshalb für die Verfolgung der Zielstellung ohne Bedeutung. Wesentlich ist dagegen die Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit, die einerseits von der Aufweitung oder Einengung des Austenitgebietes durch Legierungselemente und andererseits durch die Austenitisierungstemperatur oder durch die Austenitisierungszeit bestimmt wird.

VELEZ [1] gibt für den Anteil an gelöstem Kohlenstoff die folgende Beziehung an:

$$\%C_{\text{Austenit}} = (T_A/420) - 0,17 \cdot \% \text{ Si} - 0,95 \quad \dots\dots\dots(1)$$

wobei

$\%C_{\text{Austenit}}$: Anteil an gelöstem Kohlenstoff im Austenit

T_A : Austenitisierungstemperatur

Si: Siliziumgehalt

Um diesen Zusammenhang zu veranschaulichen, wurde das **Bild 2-3** aus dem Formel (1) abgeleitet.

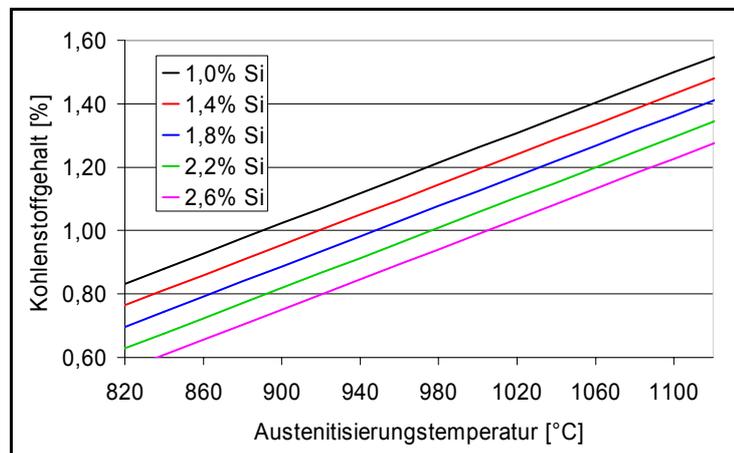


Bild 3-3: Abhängigkeit der Löslichkeit vom Kohlenstoff im Austenit vom Siliziumgehalt und der Austenitisierungstemperatur

Mit den vorgenannten Beziehungen sind die wesentlichen Eckpunkte für die Absenkung der Martensitstarttemperatur bestimmt:

1. Erhöhung der Austenitisierungstemperatur
2. Absenkung des Siliziumgehaltes

3. Erhöhung des Nickelgehaltes

Der Schwerpunkt der Arbeit besteht einerseits in der Ermittlung der Martensitstarttemperatur sowie in der Untersuchung des Umwandlungsverhaltens und der Ausbildung der mechanischen Eigenschaften unter den vorgenannten Bedingungen. Eine besondere Bedeutung erhält die Untersuchung des Einflusses des Siliziumgehaltes, da mit einem sinkenden Siliziumgehalt der für die Bildung von Ausferrit notwendige Selbstbremsungseffekt verloren geht.

Aus diesem Grund wurde das Versuchsprogramm in zwei thematische Teilbereiche unterteilt bzw. in zwei Arbeitsphasen durchgeführt:

1. Untersuchung des Umwandlungsverhaltens bei reduziertem Siliziumgehalt und gebrochenem Abschrecken im Wasserbad
2. Untersuchung des Einflusses des Nickelgehaltes auf das Umwandlungsverhalten bei der Herstellung von ADI und Abschrecken im Salzbad.

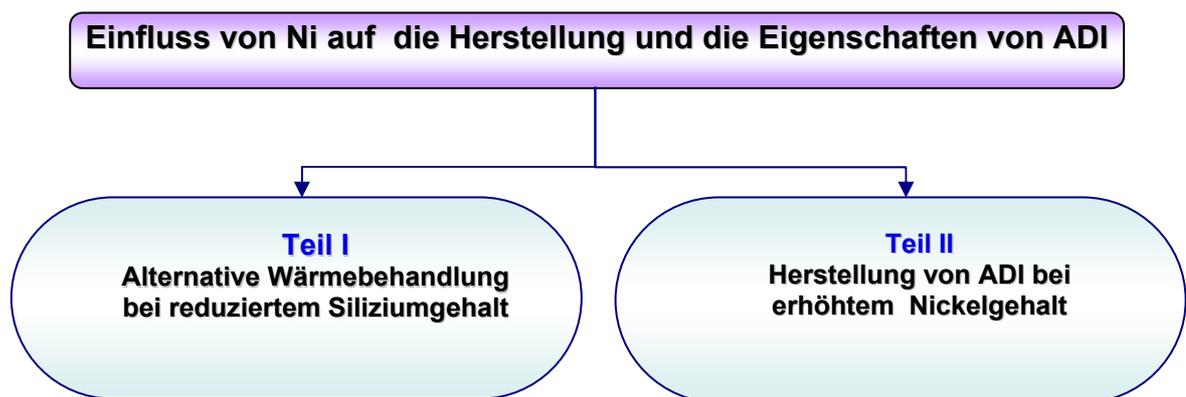


Bild 3-4: Unterteilung des Arbeitsprogramms

3.2. Alternative Wärmebehandlung bei reduziertem Siliziumgehalt

3.2.1. Versuchsdurchführung

Aus den dargestellten Zusammenhängen wurde ein Programm für Untersuchungen zu einer alternativen Wärmebehandlung zur Herstellung von ADI abgeleitet:

1. Anwendung eines nickellegierten Gusseisens mit niedrigem Siliziumgehalt,
2. Austenitisierung bei hohen Temperaturen bzw.
3. Gestuftes Abschrecken in einem geeigneten Abschreckmedium (Wasser bzw. Wasser-Luft-Nebel),
4. Austempeln im Wärmebehandlungssofen.

3.2.1.1. Herstellung der Ausgangswerkstoffe

Nach einer ausführlichen Literaturrecherche und entsprechend dem Ziel der Untersuchung wurde die angestrebte chemische Endzusammensetzung von drei GJS-Legierungen festgelegt, **Tabelle 3-1**. Danach wurden die Gattierungsberechnungen einer dem Versuchsprogramm entsprechenden Schmelzmenge für drei Y-Proben Typ III, d. h. etwa 40 kg je Legierung, durchgeführt.

Tabelle 3-1: Soll-Zusammensetzung der Legierungen für die erste Versuchsreihe

	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Ni %	Mg
Leg. I	3,60...3,80	2,20...2,28	0,25...0,30	<0,035	<0,02	0,0	0,035...0,040
Leg. II	3,70...3,80	0,90...1,0	0,25...0,30	<0,035	<0,02	3,0	0,035...0,040
Leg. III	3,70...3,80	0,90...1,0	0,25...0,30	<0,035	<0,02	5,0	0,035...0,040

Um die Anforderungen an die chemische Zusammensetzung zu erfüllen, wurden der Schmelze bei 1550°C die berechneten Mengen an Aufkohlungsmittel, Ferrosilizium FeSi75 und Ferromangan FeMn82 zugegeben. Für die Magnesiumbehandlung wurde das Tauchverfahren und als Behandlungsmittel wurden die Vorlegierungen FeSiMg5 und NiMg ausgewählt. Die Angaben über die Zusammensetzung der eingesetzten Materialien sind in der **Tabelle 3-2** zu finden. Die Temperatur der Mg-Behandlung betrug 1550 °C, danach wurde die Schmelze mit FeSi75 bei einer Temperatur von 1500°C geimpft. Als Schmelzaggregat kam ein 50-kg-Mittelfrequenz-

Induktionsofen mit Graphittiegel zum Einsatz. Die Temperaturen im Ofen und in der Schmelze wurden mittels einer Messlanze (Thermoelement PtRh-Pt) kontrolliert.

Tabelle 3-2: Chemische Zusammensetzung der benutzten Rohstoffen und Behandlungslegierungen

Einsatzmaterialien	Zusammensetzung der Einsatzmaterialien [%]									
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Al	Ni	Ca	Fe
Gussbruch	3,61	0,48	0,09	0,011	0,006	0	0	0	0	Rest
Sorel I (GGG 5)	3,91	0,04	0	0,011	0,006	0	0	0	0	Rest
Elektrokohle	80	0	0	0	0	0	0	0	0	
FeSi75 (Schmelze)	0	75	0	0	0	0	0,8...3,5	0	0,5	Rest
FeSi75 (Impfen)	0	75	0	0	0	0	0,8...3,5	0	0,5	Rest
NiMg	0	0	0	0	0	14	0	86		
FeMn82	0	0	82	0	0	0	0	0	0	Rest
FeSiMg5	0	45	0	0	0	5	0	0	3	Rest
Ni								100		

In der **Tabelle 3-3** werden die prozentualen Mengenanteile der eingesetzten Rohstoffe und Behandlungslegierungen zur Herstellung der Schmelzen dargestellt.

Tabelle 3-3: Prozentuale Mengenanteile der eingesetzten Rohstoffe und Behandlungslegierungen

Einsatzmaterialien	Anteil [%]		
	Legierung I 0%Ni	Legierung II 3%Ni	Legierung III 5%Ni
Gussbruch	0	95,5	93,5
Sorel I (GGG 5)	95,77	-	-
Elektrokohle	0,06	0,5	0,5
FeSi75 (Schmelze)	1,32	-	-
FeSi75 (Impfen)	0,5	0,7	0,7
NiMg	0	0,6	0,6
FeMn82	0,35	0,2	0,2
FeSiMg5	2	0	0
Ni	0	2,4	4,4

Als Gusskörper wurde die Y-Probe Typ III nach DIN EN 1536 ausgewählt, **Bild 3-5**. Die Schmelzen wurden in entsprechenden kaltgehärteten Furansandformen (3 Y-Proben-Formen x 3 Legierungen = 9 Formen) gegossen.

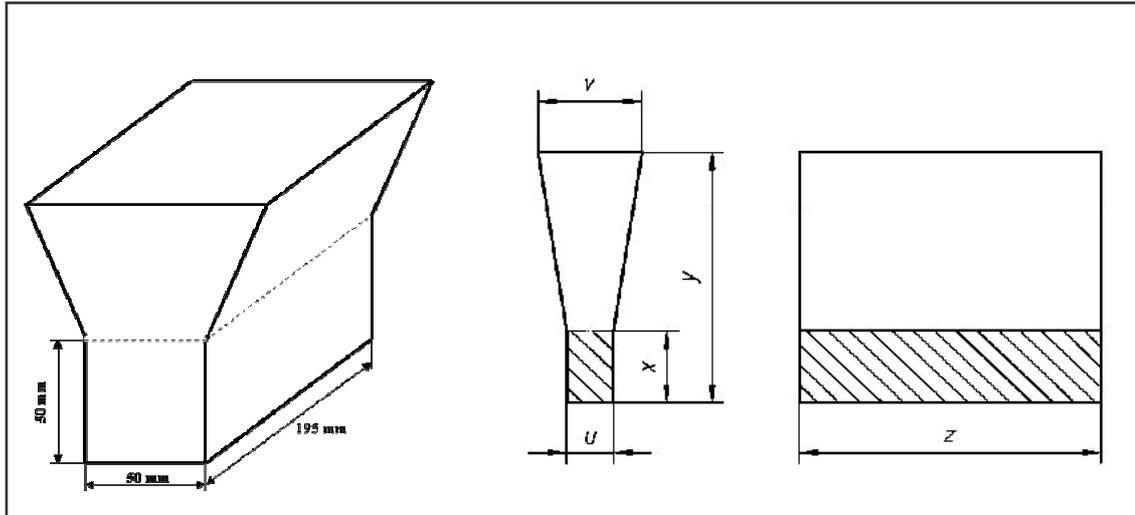


Bild 3-5: Y-Probe nach DIN EN 1536 Typ III; (Maße in mm: $u=50$, $v=100$, $x=50$, $y=150$, $z=$ beliebig).

Nach dem Gießen und Abkühlen in der Form bis auf Raumtemperatur wurden die Y-Proben ausgepackt und anschließend sandgestrahlt, um sie von anhaftendem Sand und anderen Verunreinigungen auf der Gussoberfläche zu befreien.

Zur Ermittlung der Ist-Werte der chemischen Zusammensetzung mittels Spektralanalyse wurden spezielle Proben in Form von dünnen Platten in einer Kokille getrennt gegossen. An diesen weißerstarten Proben wurde am Spektrometer (SPEKTRO-LAB) eine Spektralanalyse durchgeführt und die Ergebnisse mit Sollwerten verglichen.

Die genauen Werte der chemischen Zusammensetzung sind in **Tabelle 3-4** nochmals detailliert aufgeführt.

Tabelle 3-4: Soll- und Ist-Werte der Zusammensetzung der Ausgangswerkstoffe

Schmelze		C %	Si %	Mn %	P %	S %	Ni %	Mg
Leg. I	Soll	3,70...3,80	2,20...2,28	0,25...0,30	<0,035	<0,02	0,0	0,035...0,045
	Ist	3,76	2,24	0,28	0,024	0,022	0,04	0,029
Leg. II	Soll	3,70...3,80	0,90...1,0	0,25...0,30	<0,035	<0,02	3,0	0,035...0,045
	Ist	3,80	1,0	0,3	0,029	0,019	3,22	0,045
Leg. III	Soll	3,70...3,80	0,90...1,0	0,25...0,30	<0,035	<0,02	5,0	0,035...0,045
	Ist	3,80	0,98	0,28	0,032	0,018	4,71	0,053

3.2.1.2. Technologische Bearbeitung der Proben

Für die im Versuchsprogramm benötigten Proben wurden die unteren Teile (Füße) der gegossenen Y-Proben jeweilig waagrecht in drei Platten zersägt. Wie im **Bild 3-6** dargestellt, wurden 8 Schliffproben im Maß von (25 X 25 x 15 mm) aus der oberen Platte und 12 Stangen aus den mittleren und unteren Platten im Maß von (15 x 15 x 90 mm) für die Zugproben zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften hergestellt. Zur Ermittlung der Martensitstarttemperatur im Abschreckdilatometer wurden 20 Dilatometerproben (Röhrchen im Maß von L=8 , D=4, d= 2 mm) aus zwei Stangen hergestellt.

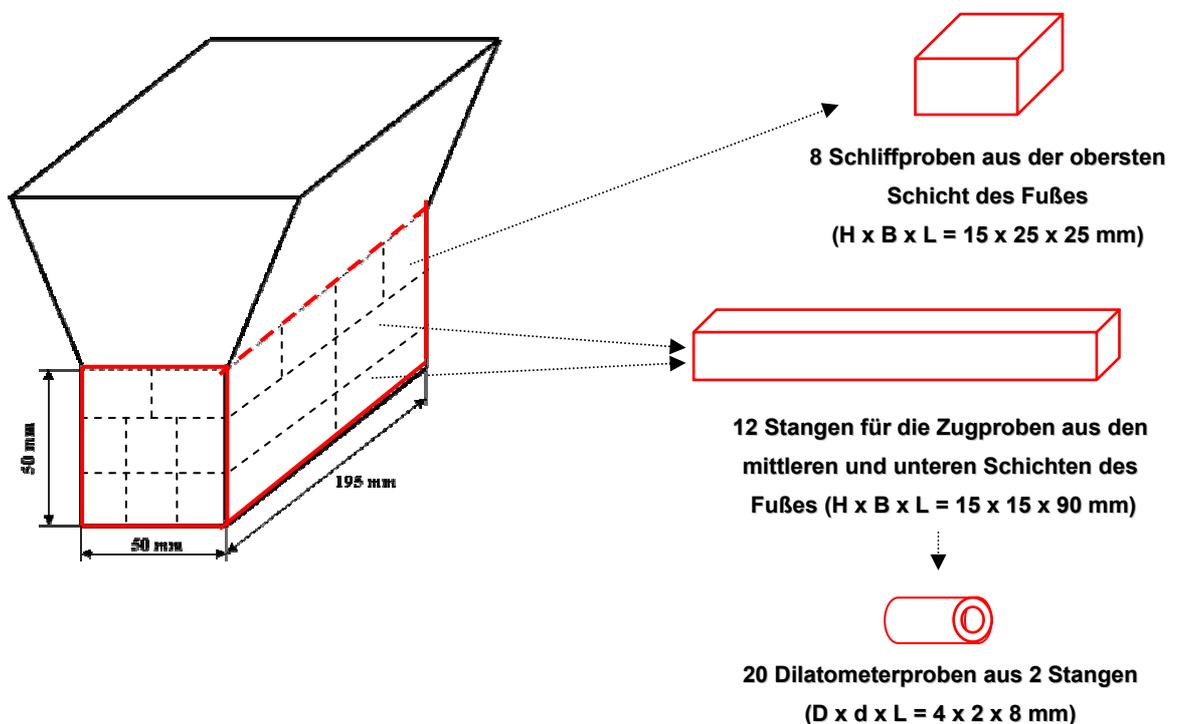


Bild 3-6: Lage und Geometrie der benötigten Proben

3.2.1.3. Ermittlung der Ms-Temperatur

Zur Überprüfung des Einflusses der variierten Nickel- und Siliziumgehalte der drei o. g. Versuchslegierungen sowie einer weiteren verfügbaren Vergleichslegierung (mit 2,59% Si und 0% Ni) auf die Martensitstarttemperatur (M_s) bei drei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen (880 °C, 980 °C und 1080 °C) wurde diese zunächst mit Hilfe von Dilatometermessungen im Institut für Eisen- und Stahltechnologie der

TU Bergakademie Freiberg bestimmt. Hierzu wurde ein Abschreck- und Umformdilatometer verwendet. Die Erwärmung der verwendeten Hohlproben erfolgte induktiv. Die Kühlung der Proben wurde mit Stickstoff realisiert. Die ermittelten M_s -Temperaturen sind in der **Tabelle 3-5** abzulesen.

Tabelle 3-5: Ermittelte M_s -Temperaturen für die Legierungen mit unterschiedlichem Silizium- und Nickelgehalt

Austenitisierungstemperatur	Martensitstarttemperatur			
	Vergl.Legierung x 2,59% Si, 0% Ni	Legierung I 2,24% Si, 0% Ni	Legierung II 1% Si, 3% Ni	Legierung III 1% Si, 5% Ni
1080 °C	180	160	89	68
980 °C	207	191	105	88
880 °C	235	226	165	149

Eine graphische Darstellung der Ergebnisse (**Bild 3-7**) verdeutlicht den eindeutigen proportionalen Zusammenhang zwischen der zunehmenden Austenitisierungstemperatur, steigendem Nickelgehalt und verringertem Siliziumgehalt und der M_s -Temperatur, was als eine experimentelle Bestätigung der Gleichung (1) von VELEZ gilt und der Erwartung entspricht.

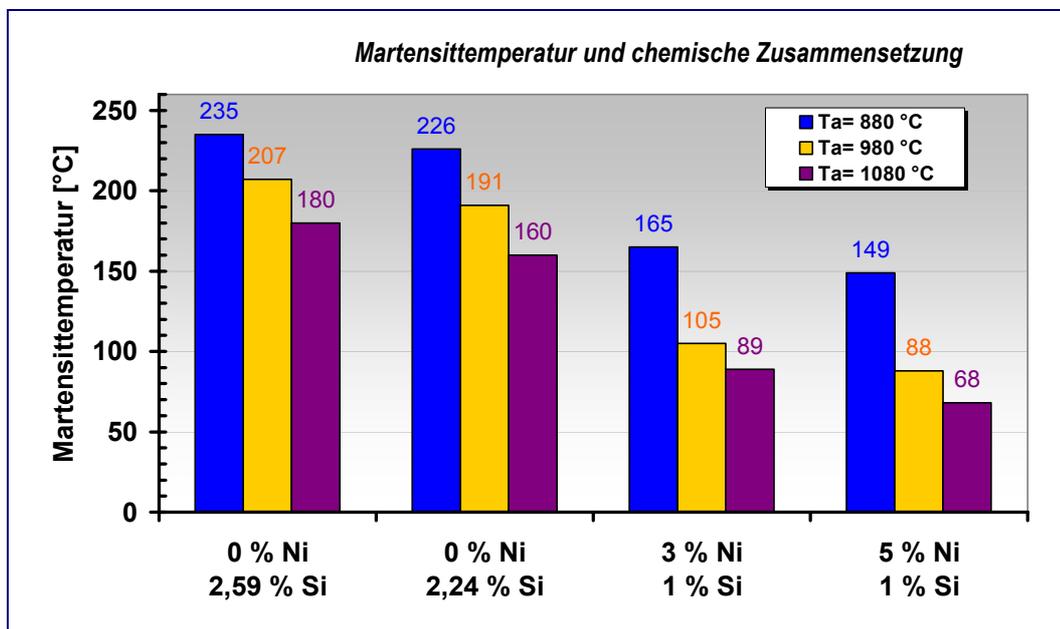


Bild 3-7: Einfluss von Ni und der Austenitisierungstemperatur auf die M_s -Temperatur

Demzufolge belegen die Ergebnisse, dass es durchaus möglich ist, die Martensitstarttemperatur **bis unter 100 °C** abzusenken. Damit wird es möglich, auch Wasser oder Hochtemperaturöle für das Abschrecken zu verwenden, was in den nächsten Versuchsabläufen gezeigt wird.

3.2.1.4. Durchführung der alternativen Wärmebehandlung

Wesentlich für die Eignung einer solchen vorgestellten Methode ist jedoch das Verhalten dieser Werkstoffe in der Zwischenstufe. Dabei ergeben sich die folgenden Fragen:

1. Der höhere Gehalt an gelöstem Kohlenstoff im Austenit hat zur Folge, dass sich weniger Austenit in Ferrit umwandeln muss, um den erforderlichen Kohlenstoffgehalt zur Stabilisierung des Austenits zu erreichen. Wie erfolgt die Kinetik der Umwandlung und welche Werkstoffeigenschaften ergeben sich unter diesen neuen Bedingungen?
2. Der für die Herstellung von ADI wichtige Selbstbremsungseffekt, d.h. die Verzögerung der Austenitumwandlung nach dem Erreichen des stabilen Zustandes, wird erst bei Siliziumgehalten über 1,5 % wirksam. Ist Nickel in der Lage, das Silizium in seiner Funktion zu ersetzen?
3. Wie verändert sich die Kinetik des Austenitzerfalls durch die Anwesenheit von Nickel?
4. Welche Gefügeausbildung und welche mechanischen Eigenschaften sind nach diesem Verfahren zu erreichen?

Für die Beantwortung dieser Fragen wurden die vorbereiteten Probekörper einer Wärmebehandlung nach folgendem Regime unterzogen:

1. Vollständige Austenitisierung: Das Austenitisieren erfolgt über eine Zeitdauer von 2 Stunden bei hoher Temperatur (1080 °C), um eine Einstellung eines möglichst hohen Kohlenstoffgehaltes im Austenit sowie einen Zerfall von eventuell vorhandenen Karbiden zu erzielen. Außerdem ermöglichen solche hohe Austenitisierungstemperaturen einen weitgehenden Konzentrationsausgleiches von Begleit- und Legierungselementen.
2. Partielles Abschrecken: In warmem Wasser werden die Proben bis zur Einstellung einer mittleren Temperatur von ca. 400 °C bodenseitig in Wasser abgeschreckt, d.h. bis auf der Oberseite die Rotglut abgeklungen ist.
 - Eintauchen der Probe mit dem Fuß, der obere Teil der Probe wurde aufgrund des Temperatenausgleiches zwischen Kopf und Fuß abgeschreckt,
 - Abschrecken in *Intervallen* für die Proben zur Herstellung der Probestäbe.
3. Weiteres Austempeln: Die abschließende Wärmebehandlung in der Zwischenstufe bei 380 °C im Wärmebehandlungsofen wurde mit folgenden Haltezeiten durchgeführt:

- **für die Legierung I** (mit 2,24 % Si und 0 % Ni): 10 Schliiffproben im Zeitbereich zwischen 15 min und 150 min mit einem Abstand von 15 min; das ergibt: 15, 30, 45, 60, 75, 90, 105, 120, 135, 150 min
- **für Legierung II** (mit 1 % Si und 3 % Ni): 18 Schliiffproben im Zeitbereich zwischen 15 min und 270 min mit einem Abstand von 15 min; das ergibt: 15, 30, 45, 60, 75, 90, 105, 120, 135, 150, 165, 180, 195, 210, 225, 240, 255, 270 min
- **und für Legierung III** (mit 1 % Si und 5 % Ni): 15 Schliiffproben im Zeitbereich zwischen 15 min und 225 min mit einem Abstand von 15 min; das ergibt: 15, 30, 45, 60, 75, 90, 105, 120, 135, 150, 165, 180, 195, 210, 225 min

Der Ablauf der Wärmebehandlung wird im **Bild 3-8** schematisch dargestellt.

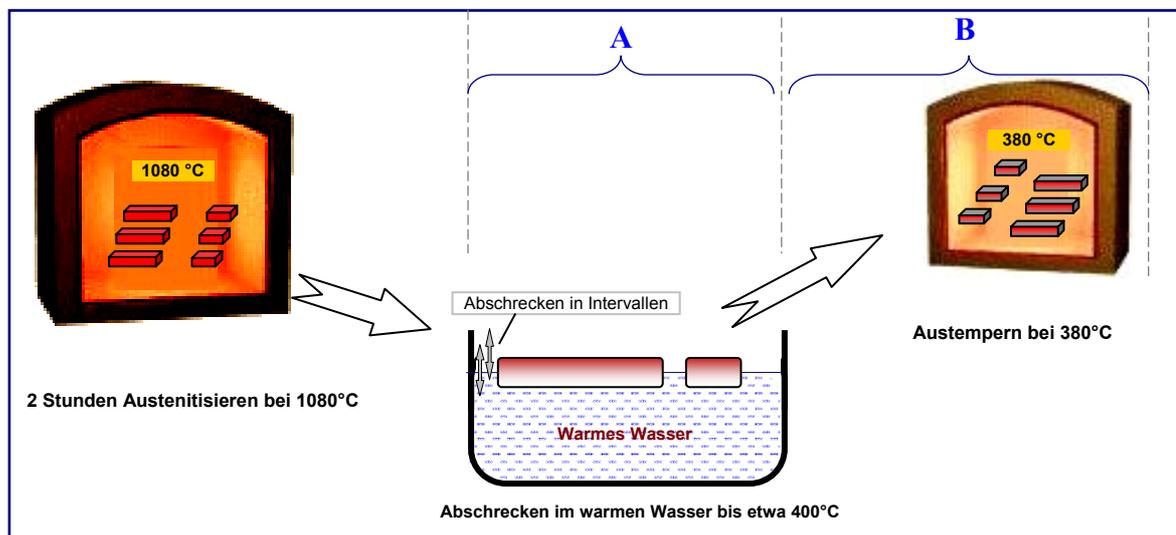


Bild 3-8: Schematische Darstellung des Ablaufs der alternativen Wärmebehandlung

3.2.2. Ergebnisse und Bewertungsverfahren

Um die Ergebnisse der angewendeten Wärmebehandlung zu bewerten und zu bestätigen wurden die folgenden Untersuchungen durchgeführt:

1. Metallographische Gefügeuntersuchungen,
2. Messung des ferromagnetischen Phasenanteils (Permeabilität des Werkstoffs) mit Hilfe des Feritscopes,
3. Messung der Mikrohärtigkeit der Gefügebestandteile,
4. Ermittlung der mechanischen Eigenschaften.

3.2.2.1. Metallographische Gefügeuntersuchungen

Die metallographischen Gefügeuntersuchungen dienen in der ersten Linie der Bewertung und Beurteilung des entwickelten Abschreckregimes und der eingesetzten Haltezeiten in der Zwischenstufe, d. h. zur Beobachtung der Phasen- bzw. Gefügeänderungen in Abhängigkeit von der Haltezeit.

Zu diesem Zweck wurden die Schliiffproben nach der Wärmebehandlung geschliffen, mit 3 und 1 μm Diamantsuspension und Lubricantflüssigkeit poliert und mit 2%-iger Salpetersäurelösung geätzt. Anschließend wurden mit dem Auflichtmikroskop (NephotTM) das Gefüge ausgewertet und dokumentiert, welche im **Anhang A** in einer Tabelle nach aufsteigenden Haltezeiten aufgelistet sind.

3.2.2.2. Messung des ferromagnetischen Phasenanteils mittels Feritscope

Als zerstörungsfreie Methode zur Verfolgung der Änderungen der haltezeitbedingten Gefügeveränderungen dient die magnetinduktive Messung mittels Feritscope. Dieses physikalische Verfahren wird zur Quantifizierung des Ferritanteils eingesetzt. Es beruht darauf, dass Wirbelströme über eine Tastspule in das zu untersuchende Material und in Vergleichsproben mit bekannten Ferritanteil induziert werden. Ferrit, Martensit als auch Zementit sind ferromagnetisch, während der Austenit und die Einschlüsse nicht ferromagnetisch sind. Nur bei Abwesenheit von Martensit und Zementit, wird der Ferritanteil angezeigt ansonsten ein entsprechender Summenanteil. Als Messgerät kam das FERITSCOPE[®] MP30E der Firma FISCHER zum Einsatz [173]. Das **Bild 3-9** zeigt das Messgerät und dessen Messprinzip.

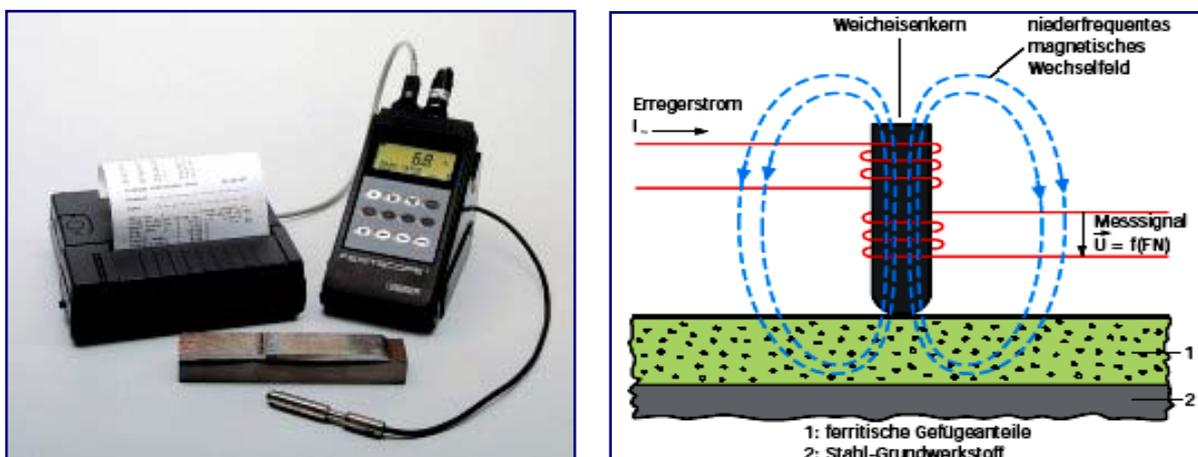


Bild 3-9: Messgerät FERITSCOPE[®] MP30E und prinzipielle Wirkungsweise [173]

In Abhängigkeit von der Zeit wurde an mindestens 5 Messstellen auf der Schliifffläche (Kopffläche) der wärmebehandelten Proben aller drei Legierungen I, II, III bei Raumtemperatur der ferromagnetische Phasenanteil bestimmt. Die Mittelwerte sind in der **Tabelle 3-6** aufgelistet.

Tabelle 3-6: Permeabilität der wärmebehandelten Proben der Legierungen I,II und III

Werkstoff	Probe-Nr.	Haltezeit bei 380 °C in [min]	ferromagnetischer Phasenanteil bei RT in %	Streuung
Legierung I	001	15	38,2	1,06
	002	30	47,2	1,61
	003	45	60,7	8,02
	004	60	50,5	1,26
	005	75	48,2	0,807
	006	90	46	5,69
	007	105	50,4	2,55
	008	120	50,6	1,69
	009	135	54,4	1,34
	010	150	54,6	4,34
Legierung II	301	15	33,8	0,84
	302	30	40,2	0,80
	303	45	44,1	0,99
	304	60	50	2,68
	305	75	54,5	0,50
	306	90	54,3	1,05
	307	105	37	1,04
	308	120	39	1,30
	309	135	42,9	0,95
	310	150	42,5	1,26
	311	165	42,1	1,03
	312	180	43	1,06
	313	195	43,5	1,58
	314	210	43,5	1,35
	315	225	43,3	1,04
	316	240	44,3	1,12
	317	255	42,7	1,04
	318	270	44,1	0,76
Legierung III	501	15	25,9	0,72
	502	30	31,4	2,57
	503	45	48,6	0,80
	504	60	37,4	2,49
	505	75	36,6	1,07
	506	90	38,4	1,52
	507	105	42,5	1,13
	508	120	54	6,27
	509	135	55,9	0,54
	510	150	54,5	1,05
	511	165	51,6	2,85
	512	180	51,7	2,48
	513	195	53,9	5,90
	514	210	52	8,81
	515	225	38	6,48

3.2.2.3. Messung der Mikrohärtigkeit der Gefügebestandteile

In Ergänzung zu den metallographischen Untersuchungen und zur besseren Phasenidentifizierung ist die Mikrohärtigkeit der einzelnen Gefügebestandteile bestimmt worden. Die Mikrohärtigkeit wurde nach dem Vickers-Verfahren gemäß der Norm *DIN EN ISO 6507* an mehreren charakteristischen Stellen auf den polierten Proben durchgeführt. Die maximalen, minimalen und mittleren Messwerte wurden ermittelt und in der **Tabelle 3-7** eingetragen.

Tabelle 3-7: Werte der Mikrohärtigkeit der wärmebehandelten Proben

Werkstoff	Probe-Nr.	Haltezeit bei 380 °C in [min]	Mikrohärtigkeit HV		
			Max.	Min.	Mittelwert
Legierung I	001	15	436	388	409
	002	30	424	397	410
	003	45	292	212	249
	004	60	422	294	380
	005	75	400	282	360
	006	90	405	315	353
	007	105	436	322	386
	008	120	409	377	397
	009	135	516	360	429
	010	150	356	296	329
Legierung II	301	15	687	480	578
	302	30	778	448	570
	303	45	670	401	554
	304	60	617	403	519
	305	75	405	398	401
	306	90	424	386	402
	307	105	415	387	398
	308	120	416	345	388
	309	135	340	329	336
	310	150	391	373	381
	311	165	402	376	391
	312	180	397	252	345
	313	195	400	304	363
	314	210	396	356	371
	315	225	424	357	395
	316	240	312	303	307
	317	255	391	357	374
	318	270	334	280	315

Fortsetzung der Tabelle 3-7

Werkstoff	Probe-Nr.	Haltedauer bei 380 °C in [min]	Mikrohärte HV		
			Max.	Min.	Mittelwert
Legierung III	501	15	759	483	603
	502	30	489	369	441
	503	45	381	358	371
	504	60	707	384	551
	505	75	776	307	518
	506	90	946	363	634
	507	105	526	394	458
	508	120	315	279	296
	509	135	360	324	340
	510	150	367	352	357
	511	165	444	351	395
	512	180	492	448	470
	513	195	382	365	374
	514	210	388	353	371
	515	225	369	334	360

3.2.2.4. Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

Die Ermittlung der mechanischen Kennwerte der im Rahmen dieser Arbeit (Teil I und II) untersuchten Werkstoffe erfolgte hauptsächlich durch Zugversuche. Die Zugversuche wurden unter Berücksichtigung der in DIN EN 10002 (Teil 1) ausgewiesenen Forderung $\epsilon_0 \leq 0,008 \text{ s}^{-1}$ für die Dehnung der Versuchslänge im plastischen Bereich durchgeführt. Die Proben wurden aus dem unteren Teil der Y-Probe entnommen (siehe Abschnitt 3.2.1.2.). Die Stangen wurden nach der geplanten Wärmebehandlung als Rundproben mit Gewinde-Köpfen entsprechend Form B nach DIN 50125:2004-01 gefertigt. Die Probenform und -abmessungen sind dem **Bild 3-10** und der **Tabelle 3-8** zu entnehmen. Es wurde die Zugprobe *DIN 50125-B 6 × 30* ausgewählt.

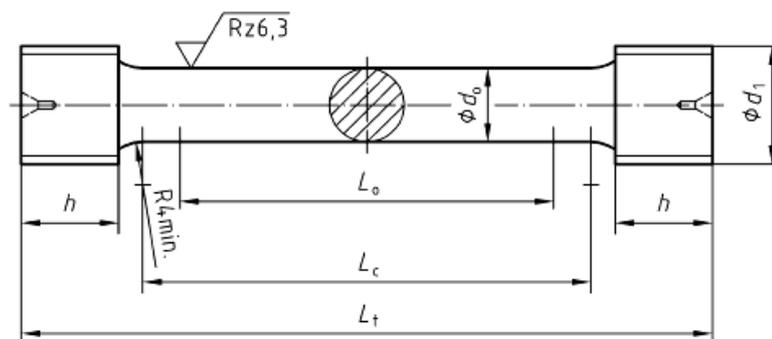


Bild 3-10: Rundprobe mit Gewinde-Köpfen entsprechend Form B nach DIN 50125

Tabelle 3-8: Maße der Zugproben Form B (DIN 50125 – Ausschnitt)

d_0	L_0	d_1	h min.	L_c min.	L_t min.
4	20	M 6	6	24	40
5	25	M 8	7	30	50
6	30	M10	8	36	60
8	40	M12	10	48	75
10	50	M16	12	60	90

Die zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte geprüften Proben waren in der Probenmitte um ca. 2/10 mm tailliert, um ein Zerreißen des Materials außerhalb der Messlänge zu verhindern.

Die Durchführung der statischen Zugversuche erfolgte an einem uniaxialen Zugprüfsystem „Z100/S“ mit Spindelantrieb der Firma Zwick mit einem 100 kN Kraftaufnehmer, wobei max. 50 kN auf die Proben aufgebracht wurden, sowie einem „Multisens-Macro“-Längenänderungsaufnehmer. Die Messlänge betrug jeweils das 5 fache des Probendurchmessers. Die Arretierung der Wegaufnehmer erfolgte erst nach dem Aufbringen einer Vorlast von 5 N/mm² zum Ausrichten des Systems Probe-Vorrichtung im Prüfsystem. Die Prüfgeschwindigkeit betrug im elastischen Bereich 0,008 mm/s und bis zum Erreichen von $R_{p0,2}$ wurde eine Laststeigerungsrate von 2,5 N/mm² s realisiert. Die 0,2%- Dehngrenze $R_{p0,2}$, Die Zugfestigkeit R_m , und die Bruchdehnung A wurden ermittelt.

Auf der Grundlage der durchgeführten Wärmebehandlung für die Schliiffproben und der daraus durch die Metallographie, Messung der Permeabilität und der Mikrohärtigkeit bestimmten resultierenden Erscheinungen und Werte wurde eine analoge Wärmebehandlung für die Zugstäbe durchgeführt, wobei die Versuche nur auf fünf wesentliche Haltezeiten in der Zwischenstufe beschränkt wurden:

- **aus der Legierung I** (mit 2,24 % Si und 0 % Ni): 5x3 Zugstangen im Zeitbereich zwischen 40 min und 60 min mit einem Abstand von 5 min
- **aus der Legierung II** (mit 1 % Si und 3 % Ni): 5x3 Zugstangen im Zeitbereich zwischen 70 min und 110 min mit einem Abstand von 10 min
- **und aus der Legierung III** (mit 1 % Si und 5 % Ni): 5x3 Zugstangen im Zeitbereich zwischen 110 min und 150 min mit einem Abstand von 10 min

Um eine gleichmäßigere Wärmeabfuhr aus allen Flächen der Zugstange und damit möglichst geringe Gefügeunterschiede zu gewährleisten, wurden sie in Intervallen im Wasser abgeschreckt, **Bild 3-8**.

Aus den wärmebehandelten Stangen wurden wie oben beschrieben Zugproben gefertigt und die mechanischen Eigenschaften ermittelt, die aus der **Tabelle 3-9** zu entnehmen sind. Bei den Kennwerten in dieser Tabelle handelt es sich um den arithmetischen Mittelwert aus den Ergebnissen von mindestens 2 Zugversuchen.

Tabelle 3-9: Ergebnisse der Zugversuche für die Werkstoffe I, II und III bei unterschiedlichen Haltezeiten in der Zwischenstufe

Werkstoff	Haltedauer bei 380 °C in [min]	Mechanische Eigenschaften		
		Zugfestigkeit R_m [MPa]	0,2-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchdehnung A [%]
Legierung I	40	1006	715	2,3
	45	924	641	12,3
	50	904	637	10,3
	55	1117	829	9,6
	60	926	659	13,6
Legierung II	70	832	500	1,6
	80	971	679	2,3
	90	962	700	1,9
	100	989	703	2,4
	110	977	747	1,5
Legierung III	110	514	365	0,7
	120	508	384	0,8
	130	535	377	0,6
	140	527	356	0,7
	150	546	417	0,6

3.2.3. Diskussion der Ergebnisse der ersten Versuchsreihe

Bei der Gegenüberstellung der gesamten Ergebnisse und der ermittelten Kennwerte lassen sich die folgenden Aussagen ableiten.

Legierung I:

Für Legierung I konnte anhand der Untersuchungsergebnisse vor allem anhand der mechanischen Kennwerte der positive Effekt der ausferritischen Wärmebehandlung nachgewiesen werden. Anhand der Gefügebilder lässt sich der Ausferritisierungsprozess sehr gut nachvollziehen.

Während das Gefüge nach kürzeren Haltezeiten von 15 und 30 min (Bilder 001...bis 002 in **Anhang A**) einen reagierten, metastabilen Austenit, Ferrit und Martensit enthält, weisen die Proben bei Haltezeiten von 45 und 60 min (Bilder 003 und 005) ein ausferritisches Gefüge; d. h. reagierten, stabilen Austenit und Ferrit auf, was dem angestrebten ADI-Gefüge entspricht, **Bild 3-11**.

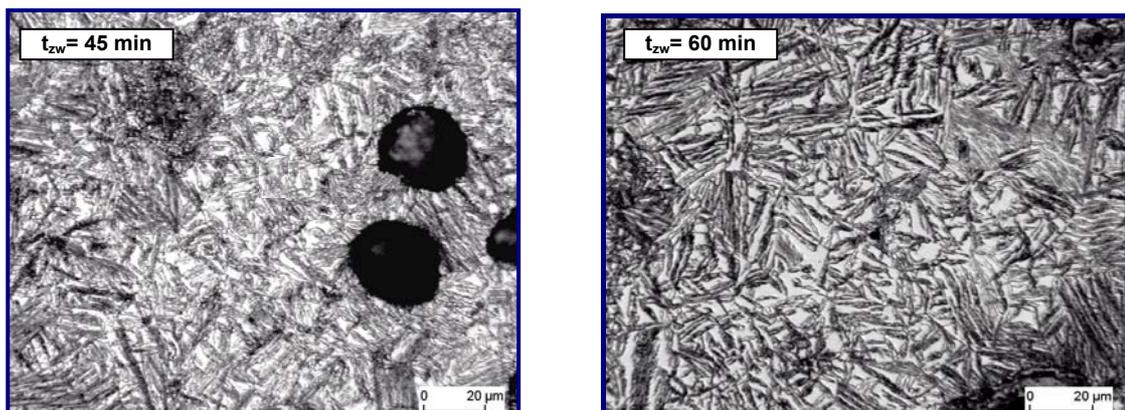


Bild 3-11: Ausferritisches Gefüge nach Haltezeiten von 45 und 60 min in der Zwischenstufe bei $T_{zw} = 380 \text{ °C}$

Längerer Aufenthalt in der Zwischenstufe ab 75 min begünstigt die karbidischen Ausscheidungen, die in Form von Bainit erscheinen, wobei das Endgefüge aus Bainit, reagiertem, stabilem Austenit und Ferrit besteht (Bilder 006 bis 010 im **Anhang A**).

Da bei Eisenwerkstoffen eine direkte Proportionalität zwischen Koerzitivfeldstärke und Zugfestigkeit bzw. der Härte festgestellt wurde [174], wäre es sinnvoll und möglich, durch Gegenüberstellung der beiden (magnetische - mechanische) Messwerte in einer graphischen Darstellung den Einfluss der durchgeführten Wärmebehandlung zu erfassen und den gesamten Prozess zu beurteilen.

Das **Bild 3-12** gibt den o. g. Befunden der metallographischen Gefügeuntersuchungen einen Beweis. Der ferromagnetische Phasenanteil (Permeabilität) ändert sich in Abhängigkeit von der Haltezeit, wie im Bild 3-12 anhand der roten Kurve gezeigt ist. Es wird ersichtlich, dass ausgehend von einem überwiegend austenitischen Ausgangszustand sich mit steigender Haltezeit Ferrit bildet. Dieser Ferritanteil durchläuft ein Maximum nach einer Haltezeit von 45 Minuten. Gleichzeitig werden minimale Mikrohärtewerte von ca. 250 Härteeinheiten registriert. Dieser markierte Bereich kennzeichnet einen kohlenstoffarmen Ferrit, dessen Bildung für ausferritisches Gusseisen anzustreben ist. Bei Haltezeiten über 45 Minuten hinaus, fällt der Ferritanteil ab und die Mikrohärtigkeit steigt. Der Abfall an Ferrit wird durch eine Zunahme an Bainit kompensiert, wie auch die Bilder im Anhang A zeigen. Dieses Umwandlungsverhalten steht in Einklang mit den gemessenen mechanischen Werten (**Bild 3-13**). Nicht Gegenstand der Arbeit war die Erforschung der Ursachen für den Anstieg der Bruchdehnung nach Haltezeiten von mehr als 60 Minuten. Dies sollte in einer weiteren Arbeit geklärt werden.

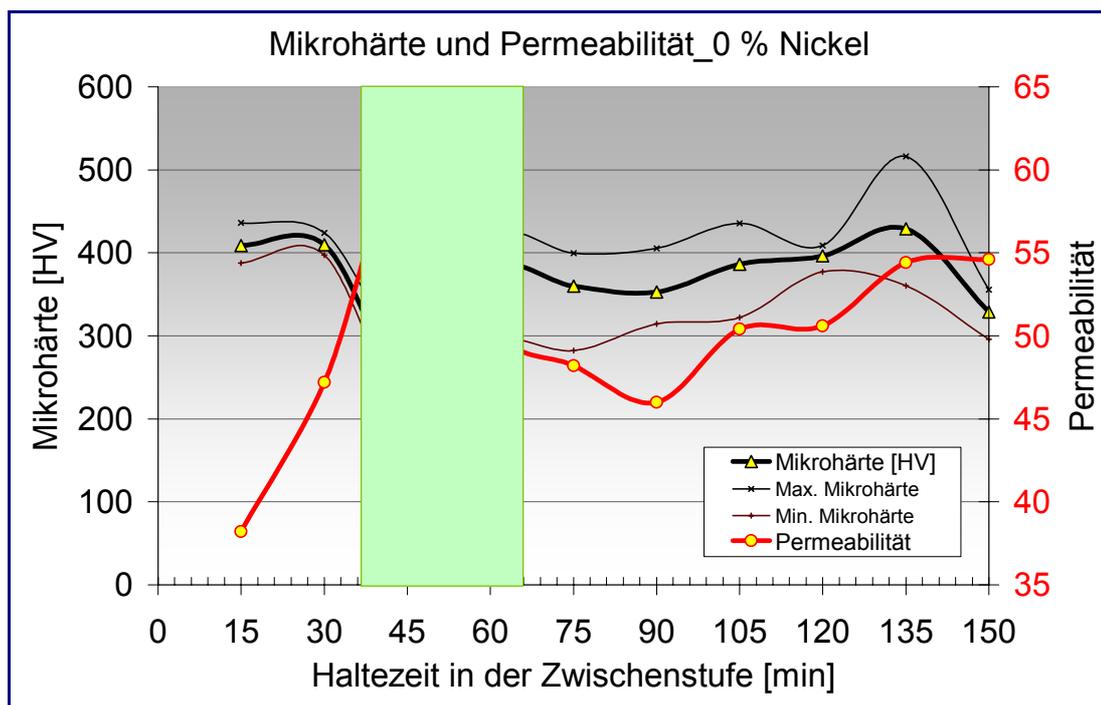


Bild 3-12: Einfluss der Haltedauer in der Zwischenstufe auf die Mikrohärtigkeit und die Permeabilität von unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit (Legierung I)

Infolgedessen könnte man die grün gekennzeichnete Zone zwischen 35 und 65 min als Prozessfenster für eine erfolgreiche Herstellung von Ausferritischem Gusseisen mit Kugelgraphit mit einer guten Festigkeit, 0,2%-Dehngrenze und Zähigkeit aus der Legierung I ansehen, was durch die Ergebnisse der Zugversuche bestätigt wird.

Das **Bild 3-13** zeigt die Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen der metallographischen Untersuchungen, der Messung der Mikrohärtigkeit und der Permeabilität einerseits und den Ergebnissen der Zugversuche andererseits.

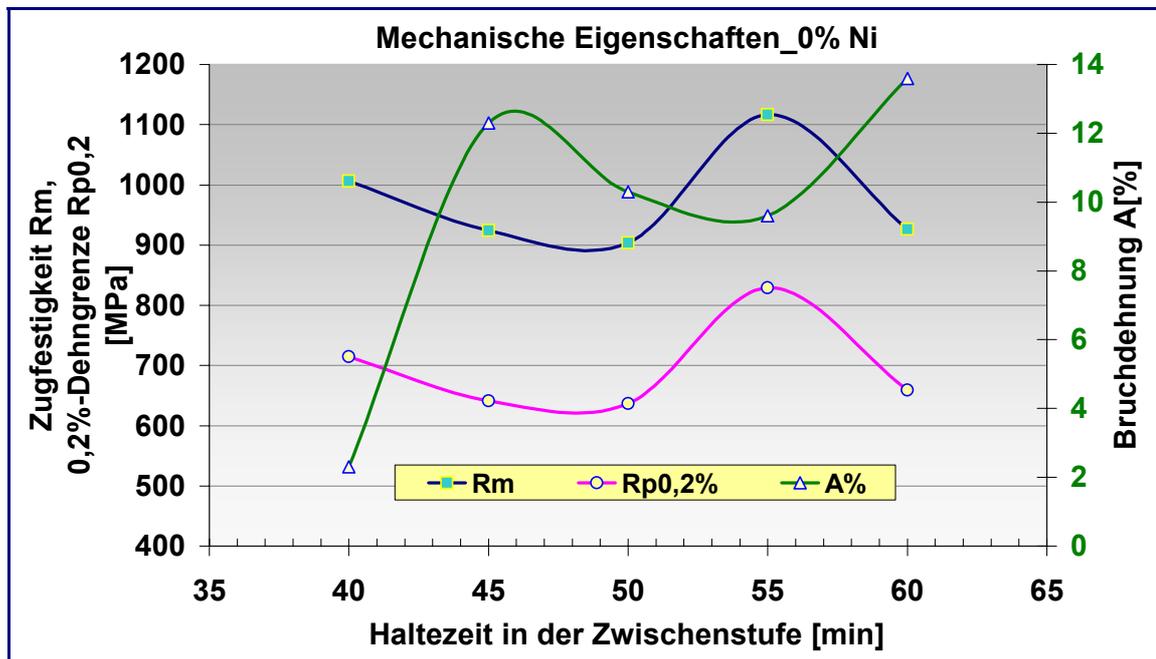


Bild 3-13: Mechanische Eigenschaften der Legierung I nach einer Haltedauer in der Zwischenstufe zwischen 40 und 60 min

Die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs erfüllen mit Werten im Bereich zwischen 900 und 1100 MPa für die Zugfestigkeit, zwischen 600 und 800 MPa für die 0,2%-Dehngrenze und zwischen 9 und 13 % für die Bruchdehnung die Anforderungen der Norm EN DIN 1564 (800/500/8) überzeugend.

Legierungen II und III:

Wesentliche Erkenntnisse lieferten auch die Ergebnisse der Versuche mit den Proben mit niedrigem Siliziumgehalt und höheren Nickelgehalten (Legierungen II und III). Die metallographischen Gefügebilder für diese Legierungen erwecken den Eindruck, als ob kein ausferritisches Gefüge nach dem angewendeten Verfahren und innerhalb der eingesetzten Haltezeiten in der Zwischenstufe erzeugt werden konnte. Ein deutlicher Unterschied zwischen den Legierungen II und III lässt sich für diese mit Nickel legierten Werkstoffe sowohl in der Art als auch in der Kinetik der Austenitumwandlung belegen. Die Umwandlung erfolgt über die Ausscheidung von Ferritnadeln aus dem Austenit direkt in ein karbidisches Zwischenstufengefüge mit Härtewerten um 410 HV bei der Legierung II und um 440 HV bei der Legierung III. Das heißt, als Gefügebestandteile kann man bei beiden Werkstoffen nur unreaktierten, metastabi-

bilen Austenit, Martensit und Ferrit bei Proben mit kürzeren Haltezeiten und darüber hinaus ein bainitisches Gefüge bei Proben mit längeren Haltezeiten erkennen (Bilder 301 bis 314 und 501 bis 515 im **Anhang A**).

Diese Erscheinungen wurden durch die sehr hohen Werten der Gefügehärte (**Bild 3-14** und **Bild 3-15**) sowie durch die schlechten mechanischen Eigenschaften, insbesondere durch die sehr niedrigen Werte der Bruchdehnung, bestätigt (**Bild 3-16** und **Bild 3-17**). Die Permeabilität bei der Legierung II folgt einem ähnlichen Verlauf wie beim unlegierten Werkstoff, jedoch wird dabei das Minimum in der Gefügehärte nicht erreicht.

Ein analoger Verlauf in Permeabilität und Gefügehärte lässt sich feststellen, das Maximum in der Permeabilität wird nach ca. 80 min erreicht, der anschließende Steilabfall endet nach 105 Minuten und anschließend kehrt sich der Verlauf bei diesen Proben in einen Wiederanstieg um. Weniger stark spiegelt sich dieser Verlauf in den Werten für die Gefügehärte wider, ihr Minimum liegt bei 296 HV nach 120 min Aufenthalt in der Zwischenstufe, **Bild 3-14**.

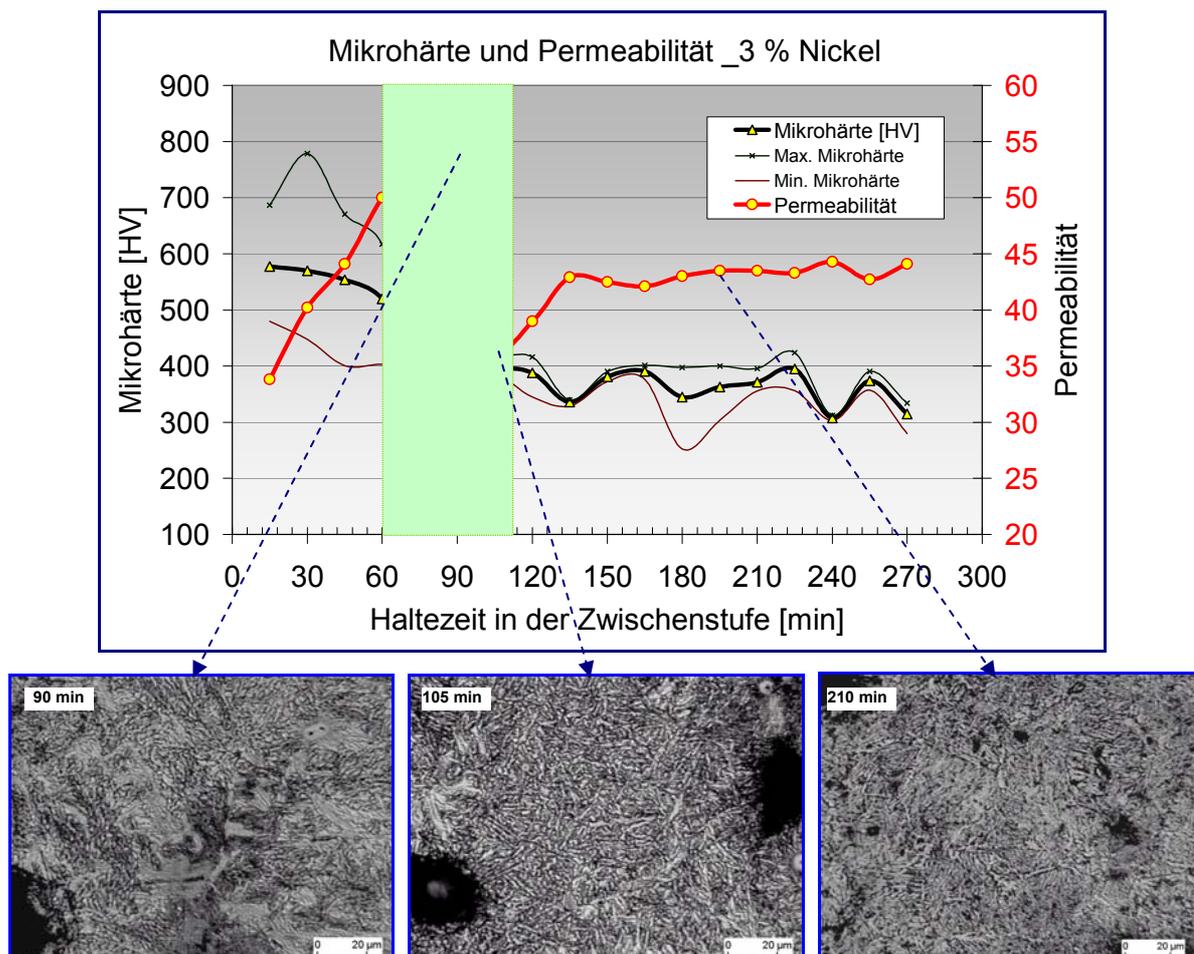


Bild 3-14: Einfluss der Haltedauer in der Zwischenstufe auf die Mikrohärte und die Permeabilität von unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit (Legierung II)

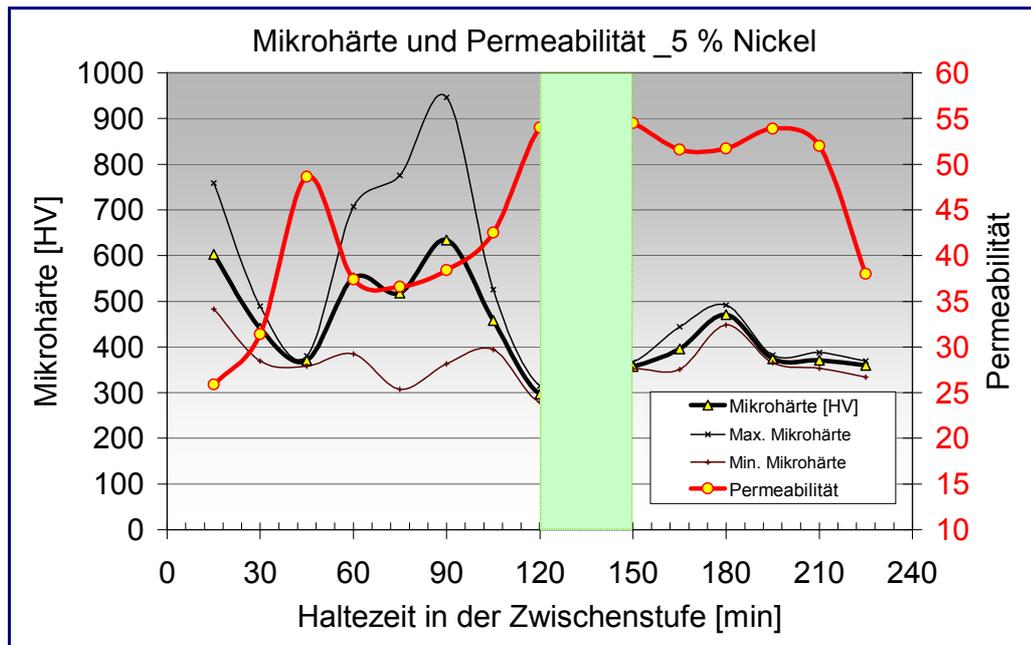


Bild 3-15: Einfluss der Haltedauer in der Zwischenstufe auf die Mikrohärte und die Permeabilität von unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit (Legierung III)

Damit erfüllen die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs II mit Werten im Bereich zwischen 850 und 990 MPa für die Zugfestigkeit, zwischen 500 und 750 MPa für die 0,2%-Dehngrenze und zwischen 1,5 und 2,5 % für die Bruchdehnung und des Werkstoffs III mit Werten im Bereich zwischen 500 und 550 MPa für die Zugfestigkeit, zwischen 400 und 380 MPa für die 0,2%-Dehngrenze und zwischen 0,6 und 0,8 % für die Bruchdehnung die Anforderungen der Norm EN DIN 1564 (800/500/8) offensichtlich nicht. Man erhält eine harte, spröde bainitische Sorte von Gusseisen mit Kugelgraphit anstelle eines hochfesten, duktilen ausferritischen Werkstoffes.

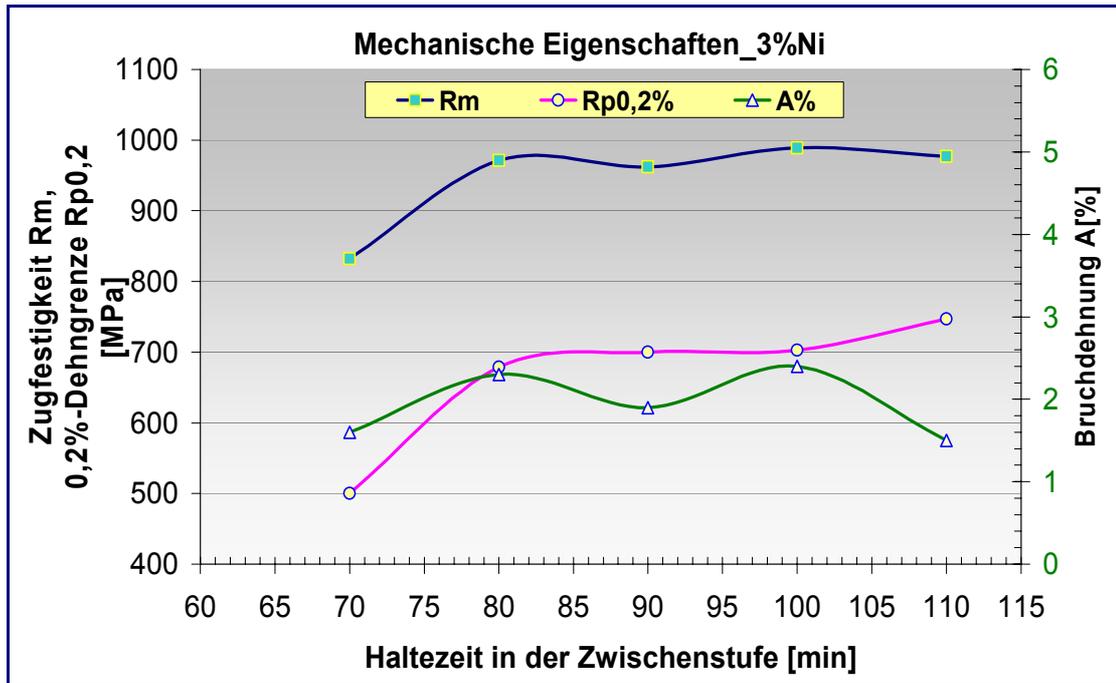


Bild 3-16: Mechanische Eigenschaften der Legierung II (3%Ni) nach variierten Haltezeiten in der Zwischenstufe zwischen 70 und 110 min

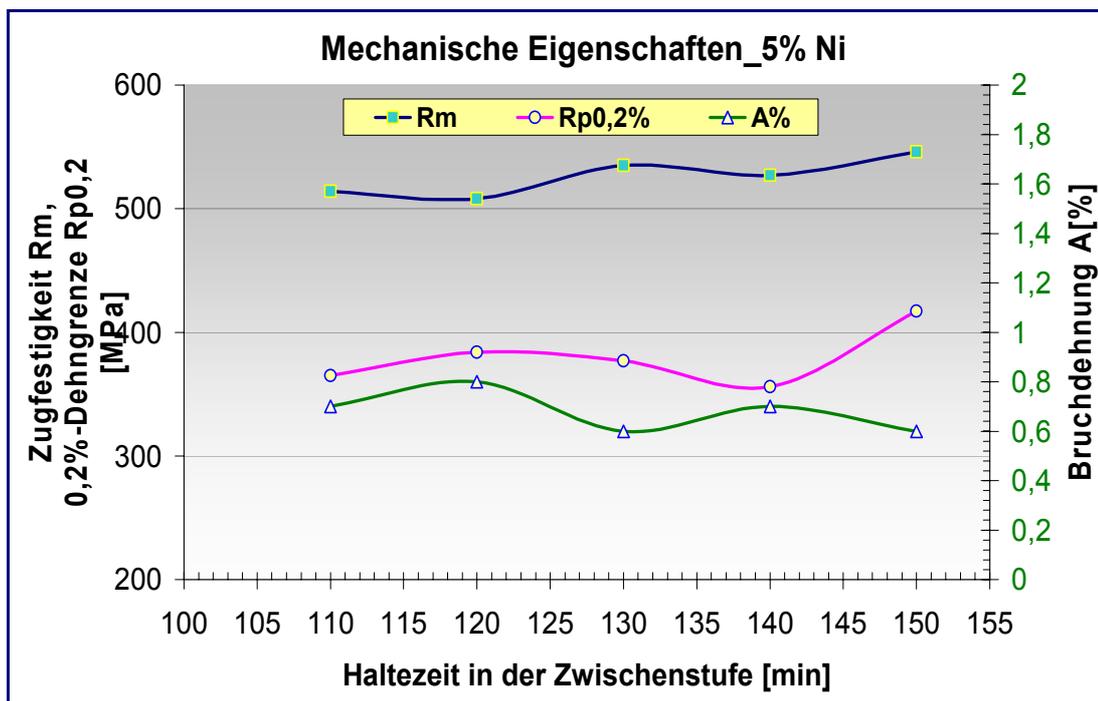


Bild 3-17: Mechanische Eigenschaften der Legierung III (5%Ni) nach variierten Haltezeiten in der Zwischenstufe zwischen 110 und 150 min

3.3. Untersuchungen der Herstellung von ADI mit unterschiedlichen Nickelgehalten

3.3.1. Zielstellung

Obwohl Nickel durch den stetigen Anstieg seines Marktpreises, für die industriellen Werkstoffentwicklung nach wie sehr kostenintensiv ist, erscheint es aufgrund seiner positiven metallkundlichen bzw. metallurgischen Einflussfaktoren (siehe Unterkapitel 2.5.2.1 und 3.1) bei der Werkstoffentwicklung ein sehr interessantes Legierungselement zu sein. Nickel wirkt im Herstellungsprozess und auf die Eigenschaften von bainitischen- sowie ausferritischen Gusseisen mit Kugelgraphit. Die bewährte Wirkung des Zulegierens mit Ni-Gehalten bis zu 2% wurde durch zahlreiche Studien schon erforscht und demonstriert.

Anhand der ersten Versuchsreihe dieser Arbeit wurde nachgewiesen, dass man mit unüblichen hohen Nickelzusätzen beschränkt durch die Bedingungen der erprobten alternativen Herstellungsverfahren und von den Gehalten der anderen Elementen keine guten Werkstoffeigenschaften erlangen konnte. Jedoch wurden dadurch neue Fragestellungen und Gedanken angeregt.

- Wie verhalten sich „normale“ Silizium- und erhöhte Nickelzusätze in legiertem Werkstoff beim Einsatz des herkömmlichen Herstellungsverfahrens (im Salzbad)?
- Welche Auswirkungen haben unterschiedliche hohe Austenitisierungstemperaturen?
- Welche Werkstoffeigenschaften resultieren daraus?

Daher war das Ziel der nächsten Versuchsreihe, *den Einfluss von erhöhten Nickelgehalten bei hohen Siliziumgehalten auf die Herstellung und die Eigenschaften von bainitischen Gusseisen mit Kugelgraphit und hierbei insbesondere von ADI zu ergründen*. Dabei kam Kugelgraphitguss mit variablen bzw. erhöhten Nickelgehalten als Ausgangsmaterial zum Einsatz, der anschließend einer spezifischen Wärmebehandlung unterzogen wurde.

Weiterhin wurde auch der Einfluss von unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen in Verbindung mit der variierten chemischen Zusammensetzung auf die Martensitstarttemperatur ermittelt. Metallographische Untersuchungen sowie die Ermitt-

lung von mechanischen Materialkennwerten sollen die Auswirkungen von unterschiedlichen Nickelgehalten im austenitisch-ferritischen Gusseisen aufzeigen.

Aus den ermittelten Werten werden Schlussfolgerungen für eine optimierte Zusammensetzung und Herstellung von wärmebehandeltem duktilen bainitischen Gusseisen mit Kugelgraphit gezogen.

3.3.2. Versuchsdurchführung

Um die angestrebten Ziele dieser Versuchsreihe zu erreichen, wurde das im **Anhang B1** dargestellte Diagramm, was einen zusammenfassenden Blick über den Ablauf der Arbeiten gibt, durchgeführt.

3.3.2.1. Herstellung der Ausgangswerkstoffe

Ähnlich der chemischen Zusammensetzung einer unlegierten GJS-Legierung, die üblicherweise zur Herstellung von ausferritischem Gusseisen mit Kugelgraphit angewendet wird, wurde die angestrebte chemische Endzusammensetzung von fünf GJS-Legierungen festgelegt. Lediglich der Nickelgehalt sollte aufsteigend in vier Legierungen variiert werden, **Tabelle 3-10**. Als nächster Schritt wurden die Gattierungsrechnungen einer dem Versuchsprogramm entsprechenden Schmelzmenge für drei Y-Proben Typ III - etwa 40 kg je Legierung - durchgeführt.

Tabelle 3-10: Soll-Zusammensetzung der Legierungen für die zweite Versuchsreihe

	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Ni %	Mg
Leg. I	3,60...3,80	2,20...2,30	0,25...0,30	<0,035	<0,02	0,0	0,035...0,040
Leg. II	3,60...3,80	2,20...2,30	0,25...0,30	<0,035	<0,02	2,0	0,035...0,040
Leg. III	3,60...3,80	2,20...2,30	0,25...0,30	<0,035	<0,02	3,0	0,035...0,040
Leg. IV	3,60...3,80	2,20...2,30	0,25...0,30	<0,035	<0,02	4,0	0,035...0,040
Leg. V	3,60...3,80	2,20...2,30	0,25...0,30	<0,035	<0,02	5,0	0,035...0,040

Die Angaben über die Zusammensetzung der ausgewählten Einsatzmaterialien sind ebenfalls in der **Tabelle 3-2** zu finden. Die berechneten Mengen an Roheisen, Kohle, Ferrosilizium FeSi75 und Ferromangan FeMn82 wurden in einem Graphittiegel eines 50-kg-Mittelfrequenz-Induktionsofens geschmolzen.

Die Magnesiumbehandlung der Schmelzen erfolgte mit der Vorlegierung FeSiMg5 durch das Tauchverfahren bei 1550°C. Anschließend wurden die Schmelzen bei einer Temperatur von 1500°C mit Ferrosilizium FeSi75 geimpft. In der **Tabelle 3-11**

werden die prozentualen Mengenanteile der eingesetzten Rohstoffe und Behandlungslegierungen zur Herstellung der Schmelzen dargestellt.

Tabelle 3-11: Prozentuale Mengenanteile der eingesetzten Rohstoffe und Behandlungslegierungen für die Abgüsse der zweiten Versuchsreihe

Einsatzmaterialien	Anteil [%]				
	Leg. I 0%Ni	Leg. II 2%Ni	Leg. III 3%Ni	Leg. IV 4%Ni	Leg. V 5%Ni
Sorel I (GGG 5)	95,734	93,734	92,734	91,744	90,75
Elektrokohle	0,066	0,066	0,066	0,056	0,05
FeSi75 (Schmelze)	1,35	1,35	1,35	1,35	1,35
FeSi75 (Impfen)	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5
FeMn82	0,35	0,35	0,35	0,35	0,35
FeSiMg5	2	2	2	2	2
Ni	0	2	3	4	5
Summe:	100	100	100	100	100

Als Gusskörper wurde wieder die Y-Probe Typ III nach DIN EN 1536 ausgewählt, (Bild 3-5). Die Schmelzen wurden in entsprechenden kaltgehärteten Furansandformen (3 Y-Proben-Formen x 5 Legierungen = 15 Formen x 2 Varianten = 30 Formen) gegossen.

Nach dem Gießen und Abkühlen in der Form bis auf Raumtemperatur wurden die Y-Proben ausgepackt und anschließend sandgestrahlt.

3.3.2.2. Analysieren der Ausgangswerkstoffe im Gusszustand

Da der Ausgangswerkstoff zur ADI-Herstellung ein sehr gutes Gusseisen mit Kugelgraphit sein muss, d. h. eine bestimmte chemische Zusammensetzung besitzen und ein an nodularem Graphit reiches Gefüge mit möglichst perlitischer, einschlussfreier Matrix aufweisen sollte, wurden zunächst die Werkstoffeigenschaften im Gusszustand ermittelt.

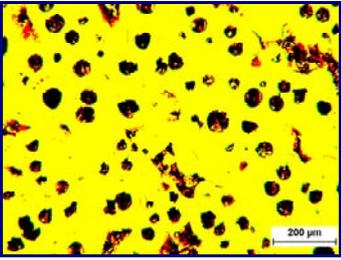
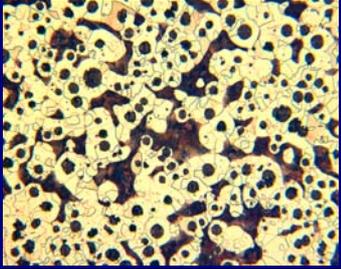
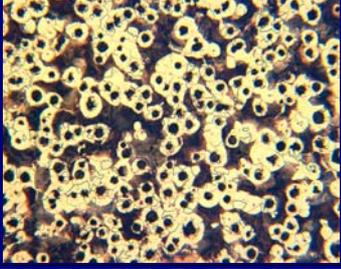
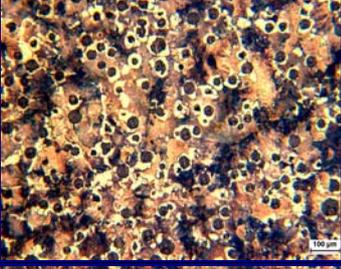
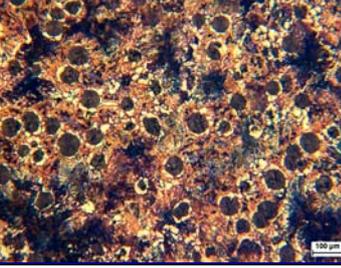
Die Ermittlung der Ist-Werte der chemischen Zusammensetzung erfolgte mittels der Spektralanalyse. Dafür dienten ebenfalls in einer Kokille getrennt gegossen weißerstartete Proben. Die genauen Werte der chemischen Zusammensetzung wurden mittels Spektrometer ermittelt und in **Tabelle 3-12** detailliert aufgeführt.

Tabelle 3-12: Ist-Werte der Zusammensetzung der Ausgangswerkstoffe der beiden Varianten A und B

Schmelze der Variante A									
	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Ni %	Mo %	Sb %	Mg %
Leg. I	3,7	2,25	0,31	0,019	0,006	0	0,006	0,005	0,043
Leg. II	3,85	2,23	0,3	0,014	0,004	2,18	0,005	0,003	0,046
Leg. III	3,8	2,15	0,28	0,019	0,006	3,08	0,006	0,004	0,044
Leg. IV	3,67	2,27	0,29	0,021	0,006	4,27	0,006	0,004	0,050
Leg. V	3,60	2,25	0,3	0,013	0,005	4,76	0,006	0,004	0,055
Schmelze der Variante B									
	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Ni %	Mo %	Sb %	Mg %
Leg. I	3,7	2,25	0,31	0,019	0,006	0	0,005	0,003	0,045
Leg. II	3,73	2,33	0,24	0,018	0,015	1,72	0,005	0,003	0,033
Leg. III	3,64	2,38	0,24	0,015	0,012	2,75	0,005	0,003	0,035
Leg. IV	3,72	2,23	0,3	0,018	0,012	4,35	0,005	0,005	0,044

Danach wurden aus dem Fuß einer Y-Probe je Charge bzw. Legierung 1x Schliff- und 2x Zugproben herausgearbeitet. Die Schliffproben wurden geschliffen, poliert und im ungeätzten u. geätzten Zustand am Lichtmikroskop qualitativ und quantitativ ausgewertet. Dabei wurden im ungeätzten Zustand die Anzahl und Nodularität der Graphitteilchen und im geätzten Zustand die Phasenanteile des Perlits ermittelt und zusammen mit den entsprechenden Gefügebildern in der **Tabelle 3-13** eingetragen. Die Zugproben wurden nach *DIN 50125-B 6 × 30* (siehe **Bild 3-10** und **Tabelle 3-8**) gefertigt. Die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der Ausgangswerkstoffe im Gusszustand erfolgte mittels des statischen Zugversuchs an einem uniaxialen Zugprüfsystem „Z100/S“ mit Spindeltrieb der Firma Zwick (genauso wie im Unterkapitel 3.2.2.4). Die ermittelten Werte (Zugfestigkeit, 0,2-Dehngrenze und Dehnung) wurden in der **Tabelle 3-14** zusammen mit den in DIN EN 1563 (**Anhang C**) entsprechenden Sorten erfasst.

Tabelle 3-13: Gusszustand der Ausgangswerkstoffe (Gusseisen mit Kugelgraphit)

Charge, (Legierung)	Ni %	Kugelgraphit		Perlitanteil [%]	Gefügebilder (mit 2%er HNO ₃ geätzt, 100x Vergrößerung)
		Anzahl [Kugel/mm ²]	Nodularität [%]		
I	0%	163	93,0	7	
II	2%	159	90,7	27	
III	3%	164	92,1	42	
IV	4%	163	90,3	75	
V	5%	156	89,7	80	

Da ein Gusseisen mit Kugelgraphit mit vorwiegend perlitischem Gefüge als Ausgangswerkstoff für die Herstellung von ADI bevorzugt ist, wurden die Proben aus den Legierungen I, II und III (mit größerem Ferrianteil) vor der geplanten Herstellungsprozess normalisiert (perlitisiert), d. h. nach zweistündiger Austenitisierung bei 900°C mit bewegter Luft abgekühlt.

Tabelle 3-14: Mechanische Eigenschaften der Ausgangswerkstoffe (Gusseisen mit Kugelgraphit im Gusszustand)

Proben -Nr.	Nickelgehalt %	Bruchdehnung A%	Zugfestigkeit Rm [MPa]	DIN EN 1563 entspr. Sorte
GZ-0	0	24,40	430	GJS-400
GZ-2	2	13,00	610	GJS-600
GZ-3	3	8,83	688	GJS-700
GZ-4	4	6,87	815	GJS-800
GZ-5	5	5,00	843	GJS-800

3.3.2.3. Technologische Bearbeitung der Proben

Analog zum **Bild 3-6** wurden die für die beiden Varianten dieses Versuchsprogramm benötigten Mengen an Proben aus den unteren Teilen (Füßen) der Y-Proben angefertigt. Für jede Variante wurden pro Legierung die folgenden Proben hergestellt:

- 24 Schliiffproben im Maß von 25 X 25 x 15 mm,
- 36 Stangen im Maß von 15 x 15 x 90 mm für die Zugproben und
- 20 Dilatometerproben (Röhrchen im Maß von L=8 , D=4, d= 2 mm).

3.3.2.4. Dilatometrische Untersuchungen

Die Kenntnis der Lage der M_s -Temperaturen und der Lage der Phasenübergänge, nämlich die Lage der Perlitnase und des Beginn der Bainitbildung, sind für die Festlegung der technologischen Parameter zur Herstellung von ADI-Versuchswerkstoffen von praxisrelevanter Bedeutung. Dafür kamen die dilatometrischen Untersuchungen in dieser Arbeit zum Einsatz. Zu diesem Zweck wurden die nachfolgenden Messungen und Untersuchungen mit dem Abschreckdilatometer 805 A /D der Firma BÄHR durchgeführt:

A. Ermittlung der M_s -Temperatur

Zunächst galt es, den Einfluss des Nickelgehaltes in Verbindung mit der unterschiedlichen Austenitisierungstemperatur auf die Martensitstarttemperatur (M_s) in den Gusseisenlegierungen zu ermitteln. Zu diesem Zweck wurden am Dilatometer Dilatometerproben aus allen 5 Legierungen jeweils zwei Stunden lang bei Temperaturen von 1080, 1060, 950 und 900 °C austenitisiert und dann im Stickstoffstrom rasch mit einer Geschwindigkeit von 50K/s abgekühlt. Dabei wurden die Dilatometerabkühlkur-

ven aufgenommen. Das heißt, die Längenänderung in Abhängigkeit von der Temperatur wurde registriert. Mittels der Tangentenmethode wurden die M_s -Temperaturen bestimmt. Die ermittelten M_s -Temperaturen sind in der **Tabelle 3-15** abzulesen.

Tabelle 3-15: Ermittelte M_s -Temperaturen für die Legierungen mit unterschiedlichen Silizium- und Nickelgehalten

T_A -Temperatur	Ms-Temperatur				
	Legierung I 0% Ni	Legierung II 2,18% Ni	Legierung III 3,08% Ni	Legierung IV 4,27% Ni	Legierung V 4,67% Ni
1080 °C	169	161	160	130	125
1060 °C	188	197	174	132	130
950 °C	190	184	177	166	135
900 °C	192	187	180	173	161

B. Erstellung der ZTU-Schaubilder

Bei der Herstellung von ADI darf keine Austenitumwandlung vor Erreichen der isothermen Umwandlungstemperatur stattfinden. Aus diesem Grund wird so abgekühlt, dass das perlitische Phasengebiet von der Probe nicht durchlaufen wird. Die Kenntnis der Lage der Perlitnase ist für die Herstellung von ADI-Gusseisen eine bedeutende Voraussetzung.

Die Erstellung von kontinuierlichen ZTU-Diagrammen sollte dabei helfen, experimentell und quantitativ die erwartete zeitliche Verzögerung der Perlitbildung der vier Versuchslegierungen zu ermitteln.

In diesen ZTU-Diagrammen sind die Perlitnase und die ermittelten M_s -Temperaturen enthalten. Die Dilatometerproben wurden nach unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen (1060 und 900°C) verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten ausgesetzt. Die Austenitisierung wurde im Hochvakuum durchgeführt, um unerwünschte Gefügeveränderungen zu unterbinden. Die unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten wurden durch eine geregelte Temperaturführung, die teilweise auch im Stickstoffstrom erfolgte, realisiert. Zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen wurden an die Dilatometerkurven entsprechende Tangenten angelegt. Die erste Abweichung der Dilatometerkurve von der Tangente wurde als Beginn einer Umwandlung und das Ende der Abweichung als Ende dieser Umwandlung festgelegt. Von den auf Raumtemperatur abgekühlten Proben wurde die Vickers-Härte bestimmt. Außerdem erfolgte eine metallographisch Untersuchung der Dilatometerproben bezüglich der gebilde-

3. Experimentelle Arbeit

ten Phasen. Zu diesem Zweck wurden die Proben eingebettet, geschliffen, poliert und mit 2%-er Nital-Lösung angeätzt. Die Phasenanteile wurden mit der Punktzählmethode ermittelt. Die Ergebnisse sind in den Bildern enthalten. Als Beispiel dafür gelten die nachfolgend angezeigte ZTU-Schaubilder der Legierung IV (mit 4%Ni) bei beiden Varianten der Austenitisierung ($T_A = 1060^\circ\text{C}$ und 900°C), (**Bild 3-18** und **Bild 3-19**).

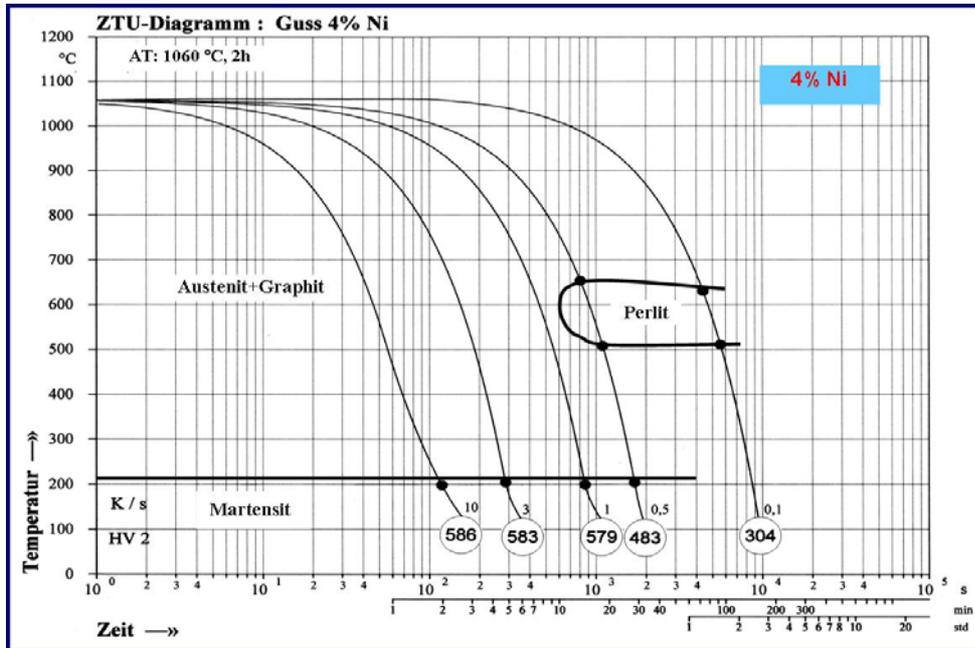


Bild 3-18: Kontinuierliche ZTU-Schaubild der Legierung IV $T_A = 1060^\circ\text{C}$; (3,67 %C, 2,27% Si, 0,29% Mn, 4,27% Ni, 0,006% Mo)

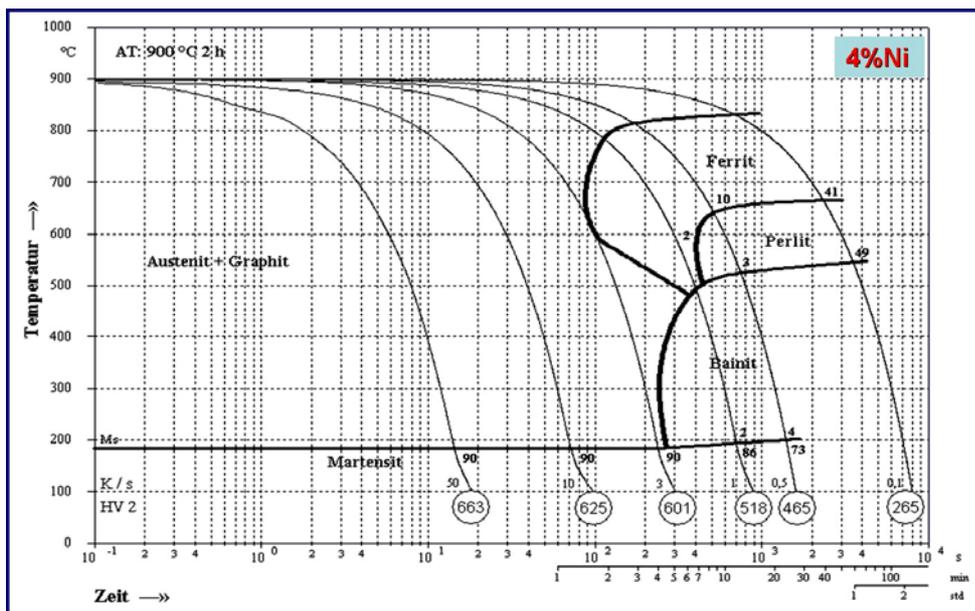


Bild 3-19: Kontinuierliche ZTU-Schaubild der Legierung IV, $T_A = 900^\circ\text{C}$; (3,72 %C, 2,23% Si, 0,30% Mn, 4,35% Ni, 0,005% Mo)

C. Erstellung der Isotherm-Kurven

Mittels des Dilatometers sind die Längenänderungen in Abhängigkeit von der Haltezeit für unterschiedliche Abschrecktemperaturen oberhalb der Ms-Temperatur ermittelt worden. Die Dilatometerproben wurden bei 900 und 1060 °C für 120 Minuten austenitisiert und vorzugsweise auf eine Haltetemperatur von 350 °C abgeschreckt und bei dieser Temperatur isotherm gehalten. Das **Bild 3-20** demonstriert die Vorgehensweise an einem Beispiel.

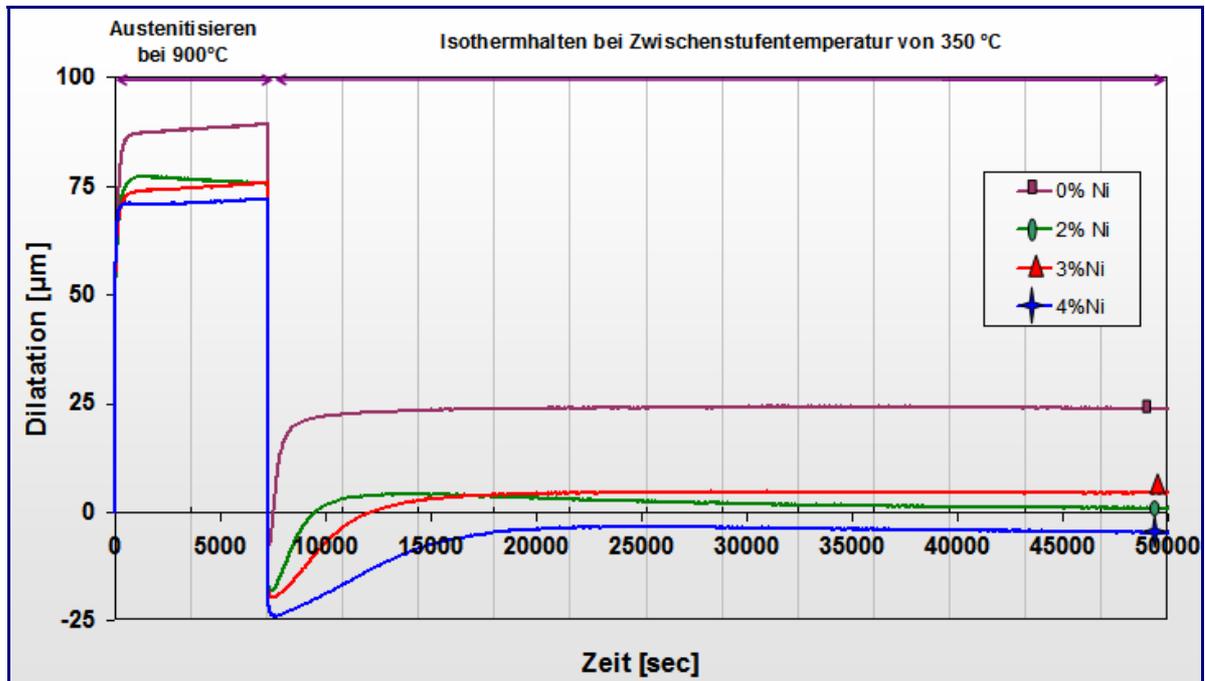


Bild 3-20: Isothermenkurven der Proben der Variante B

Man kann den Ablauf dieser dilatometrischen Messung in vier Bereiche teilen:

1. *Das Austenitisieren:* Die Proben werden mit einer Aufheizgeschwindigkeit von 10 K/s auf die Austenitisierungstemperatur von 900 °C und 1060 °C gebracht und dort zwei Stunden gehalten. Ziel des Austenitisierens ist es, eine größtmögliche Menge an Kohlenstoff im Austenit zu lösen. Anhand der Dilatometerkurven, die während des Austenitisierens aufgenommen wurden, zeigt sich, dass die Proben der Variante B (der niedrigeren Haltetemperatur von 900 °C) eine geringere Ausdehnung als die Proben der Variante A (bei 1060 °C austenitisierten Proben) aufweisen. Grund ist die geringere Löslichkeit des Austenits für Kohlenstoff bei niedrigerer Temperatur und damit schwächerer Aufweitung des Gitters. Im **Bild 3-20** wird gezeigt, dass die Dilatometerproben nach dem Aufheizen auf eine konstante Austenitisierungstemperatur unterschiedliche Ausdehnungen haben. Mit steigendem Nickelgehalt verkürzt sich die Verlän-

- gerung, was offensichtlich auf die Abnahme des linearen Ausdehnungskoeffizienten zurückzuführen ist.
2. *Das Abschrecken:* Hier werden die Proben auf die Zwischenstufentemperatur rasch abgekühlt.
 3. *Die Inkubationsphase (Die Verweilzeit zwischen dem Abschrecken und dem Beginn der Zwischenstufenumwandlung):* Je nach Nickelgehalt und Austenitierungstemperatur verzögert sich der Beginn der γ - α -Umwandlung. Während die Kurve der Probe, die 4% Nickel enthält und bei 1060°C austenitisiert wurde, **Bild 3-21**, eine extrem lange Inkubationszeit zeigt (ca. 50000 sec !), brauchten die anderen Proben beider Varianten eine wesentlich kürzere Zeit (z. B. bei der Variante B zwischen 78 und 560 sec, **Bild 3-22**) zum Starten der Zwischenstufenumwandlung. Trotz des Erreichens der Umwandlungstemperatur ist hier deutlich zu erkennen, dass die Proben sich zunächst weiter verkürzen, bevor die Längenänderung zu einem Stillstand kommt. Diese Verkürzung nimmt mit steigendem Nickelgehalt und mit den erhöhten Austenitierungstemperaturen zu. Diese Erscheinung lässt sich übereinstimmend mit HARRIS [168], DORAZIL [169] und HERFURTH [47] wie folgt erklären: Mit der raschen Unterkühlung des Austenits ist das Gitter bestrebt, sich aufgrund der geringeren thermischen Anregung der Gitteratome zusammen zu ziehen. Mit sinkenden Austenitierungstemperaturen ist dies umso stärker der Fall, da der Homogenisierungsgrad des Austenits und die Menge des aufgelösten Kohlenstoffs durch Zunahme der Austenitkorngröße mit zunehmenden Austenitierungstemperaturen steigt. Der gelöste Kohlenstoff bietet zusammen mit dem zulegierten Nickel der Schrumpfung zunächst einen Widerstand und verhindert diese. Durch diese Umverteilungsprozesse des Kohlenstoffs im Austenitgitter können sich die Gitteratome schließlich annähern und es tritt eine Verkürzung ein. Je mehr Kohlenstoff im Kristall vorhanden ist und je stärker das Bestreben des Gitters zu „schrumpfen“ ist, desto ungünstiger sind die Bedingungen für eine Umverteilung des Kohlenstoffs. Als Folge ist die Keimbildung für den Zwischenstufenferrit erschwert und die Inkubationszeit bis zum Beginn der Umwandlungsreaktion nimmt zu.
 4. *Die Zwischenstufenumwandlung:* Nach Ablauf der Inkubationsphase beginnt die Zwischenstufenreaktion (γ - α -Umwandlung), die mit einer zunächst langsamen Verlängerung der Proben bzw. mit einer Volumenzunahme der Proben

verbunden ist, da es sich hier um eine allotrope Umwandlung des kubisch flächenzentrierten Kristallgitters (Austenit) in ein kubisch raumzentriertes Gitter (Ferrit) handelt, die grundsätzlich mit einer Volumenvergrößerung verbunden ist [170]. Die Verlängerung erfolgt mit zunehmender Haltezeit immer schneller, erreicht eine maximale Geschwindigkeit um anschließend wieder zu verlangsamen und auf ein Niveau konstanter Länge auszulaufen. Der Anstieg der Kurve spiegelt hierbei die momentane Geschwindigkeit der Umwandlungsreaktion wider. Die Gesamtverlängerung nimmt mit zunehmendem Nickelgehalt ab. Folglich muss der Ferritanteil im Gefüge bei abnehmenden Austenitmenge zunehmen. Die maximale Umwandlungsgeschwindigkeit steigt mit abnehmendem Nickelgehalt, sowie abnehmendem Kohlenstoffgehalt.

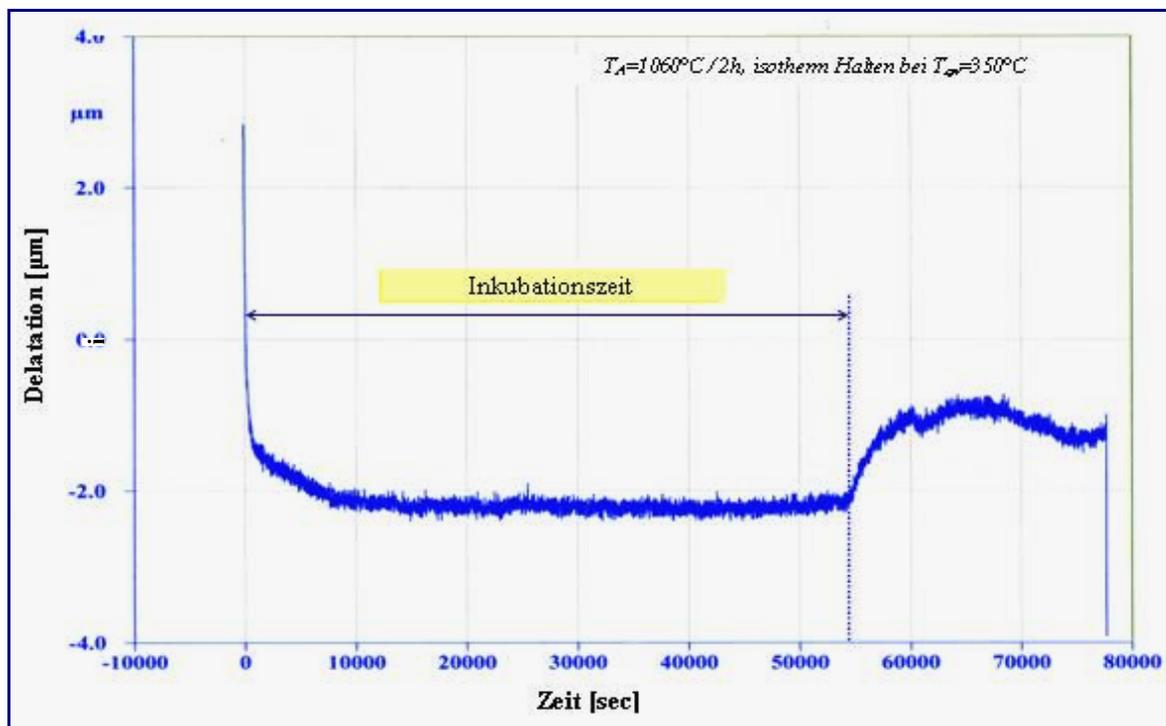


Bild 3-21: Inkubationszeit des Beginns der Zwischenstufenumwandlung der Probe mit 4%Ni aus der Variante A ($T_A=1060^\circ\text{C}$)

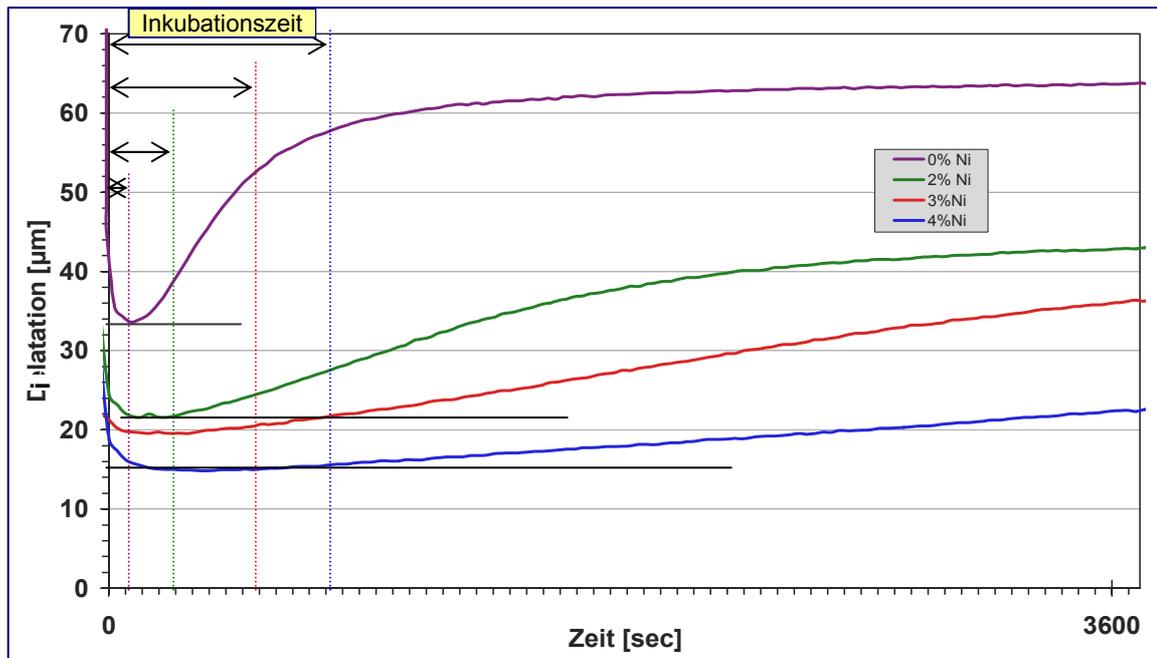


Bild 3-22: Inkubationszeit des Beginns der Zwischenstufenumwandlung der Proben der Variante B ($T_A=900^\circ\text{C}$)

3.3.2.5. Durchführung der Wärmebehandlung im Salzbad

Basierend auf dem Werkstoffverhalten, das die vier Legierungen während der simulierten (entsprechenden) Wärmebehandlung am Dilatometer zeigten, wurde zunächst anhand der ermittelten Isothermenkurven ein Wärmebehandlungsprogramm für zahlreiche Schliffproben festgelegt. Die Anzahl der Proben pro Legierung sollte den Ablauf der ermittelten dilatometrischen Isotherm-Kurven und seine wichtigsten kennzeichnenden Punkte umfassen, damit der zeitliche Ablauf der Zwischenstufenumwandlung anschließend metallographisch verfolgt und charakterisiert werden kann.

Das **Bild 3-23** zeigt eine schematische Darstellung des Ablaufs der Wärmebehandlung in dieser Versuchsreihe. Dementsprechend wurden die Schliffproben der Legierungen beider Varianten folgender Wärmebehandlung unterzogen:

1. **Vollständige Austenitisierung:** Zwei Stunden Austenitisieren in zwei Alternativen; Alternative A bei 1060°C und Alternative B bei einer Temperatur von 900°C um eine Einstellung eines möglichst hohen Kohlenstoffgehaltes im Austenit sowie einen Zerfall von eventuell vorhandenen Karbiden zu erzielen. Außerdem ermöglichen solche hohe Austenitisierungstemperaturen einen weitgehenden Konzentrationsausgleiches von Begleit- und Legierungselementen.

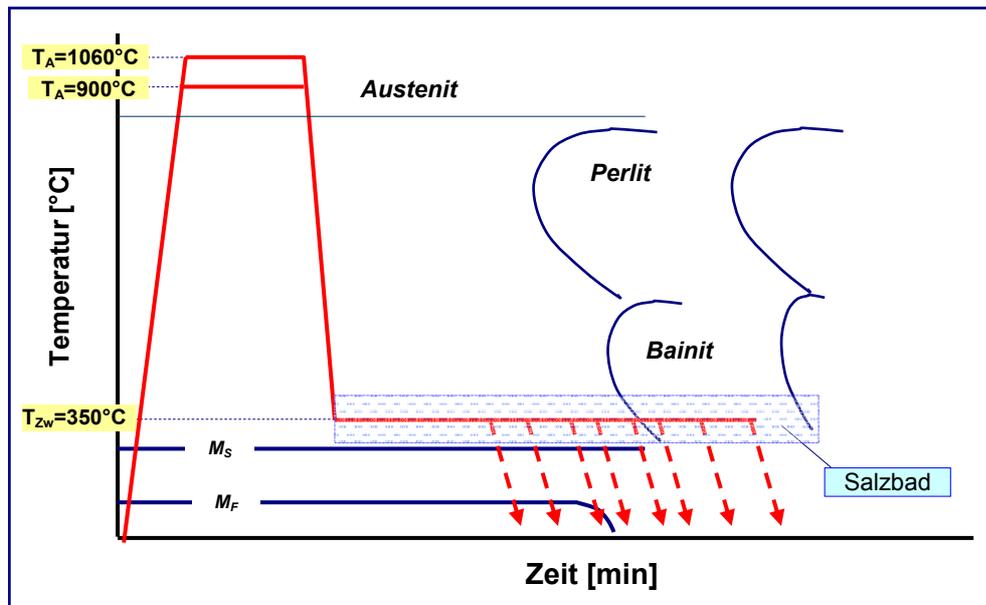


Bild 3-23: Schematische Darstellung des Ablaufs der Wärmebehandlung der beiden Varianten A und B

2. *Austempern in einem Salzbad:* Abschrecken auf der festgelegten Zwischenstufentemperatur von 350°C. Dies erfolgte ganz konventionell in einem Salzbad, das aus einer Schmelze von einer 50:50-Mischung aus zwei Salzen (Natriumnitrat NaNO_3 (Natronsalpeter, Chilesalpeter) und Natriumnitrit NaNO_2 (sodiumnitrite, E 250)) besteht. Die Salzbadtemperatur wurde etwa 10 Grad unter der Soll-Zwischenstufentemperatur von 350 °C eingestellt, damit die aufgenommene Wärme die Salzbadtemperatur nicht über die Soll-Temperatur steigern kann. Die Haltezeiten wurden anhand der Isothermenkurven festgelegt und in der **Tabelle 3-16** dargestellt.
3. Anschließend wurden die Proben in einem Wasserbad auf die Raumtemperatur abgekühlt.

Tabelle 3-16: Die anhand der Isothermenkurven festgelegten Haltezeiten im Salzbad

Variante (T_A -Temperatur)	Werkstoff	Haltedauer bei $T_{zw} = 350^\circ\text{C}$ in [min]
Variante A ($T_A = 1060^\circ\text{C}$)	Legierung I	15, 30, 60, 90, 160, 270, 330, 660
	Legierung II	20, 60, 75, 85, 125, 175, 240 (<i>Bild 3-24</i>)
	Legierung III	30, 75, 120, 135, 160, 200, 300, 420
	Legierung III	75, 105, 870, 900, 1000, 1080
Variante B ($T_A = 900^\circ\text{C}$)	Legierung I	5, 10, 20, 40, 80, 120, 240
	Legierung II	5, 15, 39, 50, 60, 100, 160
	Legierung III	5, 40, 70, 100, 170, 250
	Legierung III	5, 40, 80, 120, 200, 240, 300

Das **Bild 3-24** gilt als schematisches Beispiel für die Festlegung der Haltezeiten der Schliiffproben im Salzbad.

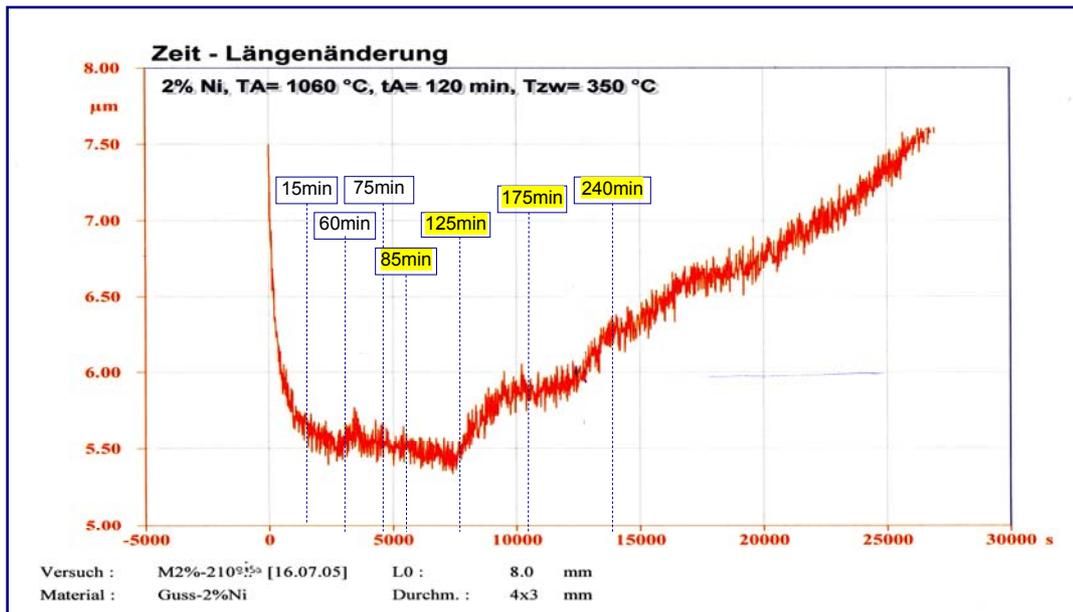


Bild 3-24: Festgelegte Haltezeiten der Schliiffproben der Legierung II bei Variante A

Um die Wärmebehandlungsprozesse und die eingesetzten Haltezeiten zu beurteilen, kam die metallographische Untersuchung zum Einsatz.

Die wärmebehandelten Proben wurden wie die Proben der ersten Versuchsreihe (siehe Unterkapitel 3.2.2.1) für die metallographische Untersuchungen vorbereitet. Danach wurden mit dem Auflichtmikroskop (Neophot™) die Gefügebilder ausgewertet und dokumentiert, welche im Anhang **B3** und **B4** nach den aufsteigenden Haltezeiten aufgelistet sind.

3.3.2.6. *Ermittlung der mechanischen Eigenschaften*

Die mechanischen Eigenschaften, die der Werkstoff durch das Zulegieren mit Nickel und die eingesetzte Variante der Wärmebehandlung erhalten hat, wurden ebenfalls in dieser Versuchsreihe hauptsächlich durch den Zugversuch und die Härtemessung nach Brinell ermittelt.

Es wurde erneut die Zugprobenform *DIN 50125-B 6 × 30* (Siehe **Bild 3-10** und **Tabelle 3-8**) ausgewählt. Die Zugversuche wurden nach DIN EN 10002 (Teil 1) durchgeführt (siehe Unterkapitel 3.2.2.4). Die Zugproben wurden aus den Stangen (siehe Abschnitt 3.3.2.3. und **Bild 3-6**) hergestellt.

Anhand der durchgeführten Wärmebehandlung für die Schliiffproben und der daraus durch die Metallographie resultierenden Erscheinungen und Werte wurde eine ana-

loge Wärmebehandlung für die Zugstäbe durchgeführt, wobei die Versuche nur auf die vier bis sechs wesentlichen Haltezeiten in der Zwischenstufe beschränkt wurden, nach denen die Schlißproben die besten, nach Ausferrit aussehenden Gefüge gezeigt hatten. Die festgelegten Zeiten sind der **Tabelle 3-17** zu entnehmen.

Tabelle 3-17: Anhand der Gefügebilder der Schlißproben festgelegte Haltezeiten im Salzbad für die Zugproben

Variante (T_A -Temperatur)	Werkstoff	Haltezeit bei $T_{zw} = 350^\circ\text{C}$ in [min]
Variante A ($T_A = 1060^\circ\text{C}$)	Legierung I	15, 30, 60, 90, 160
	Legierung II	85, 125, 175, 240 (Bild 3-24)
	Legierung III	135, 160, 200, 300, 420
	Legierung IV	870, 900, 930, 1020, 1080, 1350
Variante B ($T_A = 900^\circ\text{C}$)	Legierung I	10, 20, 40, 80, 120
	Legierung II	15, 30, 50, 60, 100
	Legierung III	40, 70, 100, 170, 280
	Legierung IV	40, 80, 120, 200, 240

Die Durchführung der statischen Zugversuche erfolgte an einem uniaxialen Zugprüfsystem „Z100/S“ mit Spindelantrieb der Firma Zwick. Die Kennwerte $R_{p0,2}$, R_m , und A wurden durch die Software des Prüfsystem ausgegeben und in der **Tabelle 3-18**

Tabelle 3-18 und **Tabelle 3-19** eingetragen. Bei den Kennwerten in dieser Tabelle handelt es sich um den arithmetischen Mittelwert aus den Ergebnissen von den mindestens 3 Zugversuchen.

Tabelle 3-18: Ergebnisse der Zugversuche und der Brinell-Härtemessung für die Werkstoffe der Variante A ($T_A = 1060^\circ\text{C}$)

Legi.	Proben-Nr.	Haltezeit bei 350°C [min]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A%	Härte [HB]	$R_{p0,2}/R_m$
Leg. I 0% Ni	P01	15	770	640	4,5	324	0,83
	P02	30	880	685	6,3	256	0,79
	P03	60	1157	996	11	248	0,86
	P04	90	1133	650	6,5	258	0,57
	P05	160	1128	985	9	276	0,87
Leg. II 2% Ni	P202	85	829	502	2,6	291	0,61
	P203	125	825	523	3	276	0,63
	P204	175	865	575	4,7	272	0,66
	P205	240	885	624	7	274	0,71

3. Experimentelle Arbeit

Fortsetzung der Tabelle 3-18

Leg. III 3% Ni	P301	135	883,2	483	3,77	342	0,55
	P302	160	867,3	432	3,28	312	0,50
	P303	200	1418,0	696,9	4,08	287	0,49
	P304	300	904,9	436,4	7,18	268	0,48
	P305	420	878,7	548	6,9	272	0,62
Leg. IV 4% Ni	P401	870	781,3	390,9	5,9	261	0,50
	P402	900	789	399,7	7,4	254	0,51
	P403	930	760,1	382,3	6,1	269	0,50
	P404	1020	769,2	395,9	6,3	301	0,51
	P405	1080	791	410,3	7,3	257	0,52

Tabelle 3-19: Ergebnisse der Zugversuche und der Brinell-Härtemessung für die Werkstoffe der Variante A ($T_A = 900 \text{ °C}$)

Legi.	Proben-Nr.	Haltezeit bei 350 °C [min]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A%	Härte [HB]	$R_{p0,2}/R_m$
Leg. I 0% Ni	P001	10	974	715	8,7	308	0,73
	P002	20	1021	750	11,2	307	0,73
	P003	40	1017	776	13,3	300	0,76
	P004	80	1019	780	15,3	298	0,77
	P005	120	975	714	17,0	289	0,73
Leg. II 2% Ni	P201	15	939	621	2,8	358	0,66
	P202	30	925	566	4,8	327	0,61
	P203	50	923	581	10,0	304	0,63
	P204	60	816	540	5,0	294	0,66
	P205	100	841	631	6,5	298	0,75
Leg. III 3% Ni	P301	40	768	488	2,1	280	0,64
	P302	70	773	492	5,5	304	0,64
	P303	100	792	594	3,2	290	0,75
	P304	170	821	545	7,8	291	0,66
	P305	280	787	564	5,7	290	0,72
Leg. IV 4% Ni	P401	40	768	489	1,9	347	0,64
	P402	80	721	446	2,9	315	0,62
	P403	120	729	409	4,3	271	0,56
	P404	240	763	513	6,8	274	0,67
	P405	700	867	561	7,8	295	0,65

Um diese mechanischen Werte besser beurteilen zu können und die Übereinstimmung mit den Befunden in den Gefügebildern der Schliifproben zu überprüfen, wurden erneut metallographische Untersuchungen an den Zugproben durchgeführt. Zu diesem Zweck wurden aus den Restteilen der zerrissenen Zugproben (vorwiegend kurz vor dem Gewindebereich) Schliifproben nass herausgesägt, geschliiften, poliert, mit 2%er Salpetersäurelösung (Nital) angeätzt und danach mit dem Licht-

3. Experimentelle Arbeit

mikroskop Gefügebilder aufgenommen. Die Bilder sind im **Anhange B4 und B5** anschaulich dargestellt.

Die in der **Tabelle 3-18** und **Tabelle 3-19** aufgelisteten Härtewerte der Zugproben wurden durch die Anwendung der Härtemessung nach Brinell (DIN EN ISO 6506-1, HBW 2,5/30) an den o. g. Schliffproben ermittelt. Durch den kugelförmigen Eindringkörper des Härteprüfkörpers (Kugeldurchmesser war 2,5 mm) und je 3 Messungen pro Probe war gewährleistet, dass die Messungen nicht zu stark durch Grafitkugeln, Fremdeinschlüsse oder andere Anomalien verfälscht werden.

3.3.3. Auswertung der Ergebnisse der zweiten Versuchsreihe

Der Einfluss des Nickels zeigt sich durch eine Gefügebbeeinflussung und die Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften im Gusszustand. Vergleicht man nun die Gefügaufnahmen und die mechanischen Kennwerte miteinander, die zusammen im **Bild 3-25** dargestellt wurden, lässt sich ein Zusammenhang feststellen. Je höher der Nickelanteil in der Legierung ist, desto größer ist auch der Perlitanteil im Gefüge und damit steigt auch die Festigkeit, während die Bruchdehnung fällt.

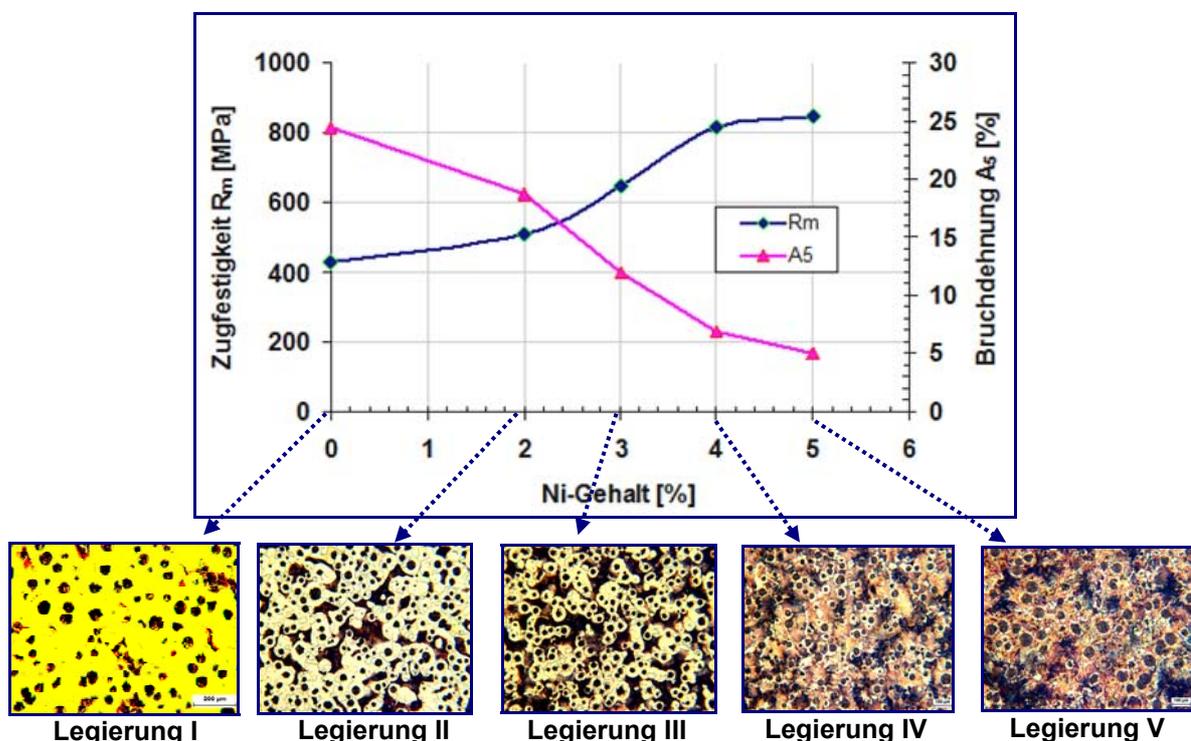


Bild 3-25: Einfluss von Ni auf Gefüge und mechanische Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit im Gusszustand

3. Experimentelle Arbeit

Durch die dilatometrische Messung der Martensitstarttemperatur wurde ein weiterer Einfluss vom Nickel festgestellt. Eine graphische Darstellung der Messergebnisse (**Bild 3-26**) verdeutlicht den proportionalen Zusammenhang zwischen der zunehmenden Austenitisierungstemperatur, steigendem Nickelgehalt und üblichem Siliziumgehalt und der M_s -Temperatur, was als eine experimentelle Bestätigung der Formel (1) von VELEZ gilt und der Erwartung entspricht.

Es zeigt sich, dass mit steigendem Nickelgehalt der Legierungen die M_s -Temperatur fällt (siehe **Bild 3-26**). Dieses Verhalten ist erwartungsgemäß, da Nickel die Austenitstabilität der Legierungen erhöht. Mit fallender Austenitisierungstemperatur steigen die M_s -Temperaturen. Maßgebend für dieses Verhalten ist hier vor allem der im Austenit gelöste Gehalt der Elemente, weniger hingegen die Korngröße des Austenits. Mit steigenden gelösten Gehalten an Begleit- und Legierungselementen fällt die M_s -Temperatur. Kohlenstoff ist dabei besonders wirksam. Mit steigender Korngröße des Austenits verschlechtern sich die Keimbildungsbedingungen für die spontane Martensitbildung. Damit verbunden ist ein Abfall der M_s -Temperatur, da eine erhöhte Unterkühlung erforderlich ist, um die Martensitkeimbildung zu aktivieren.

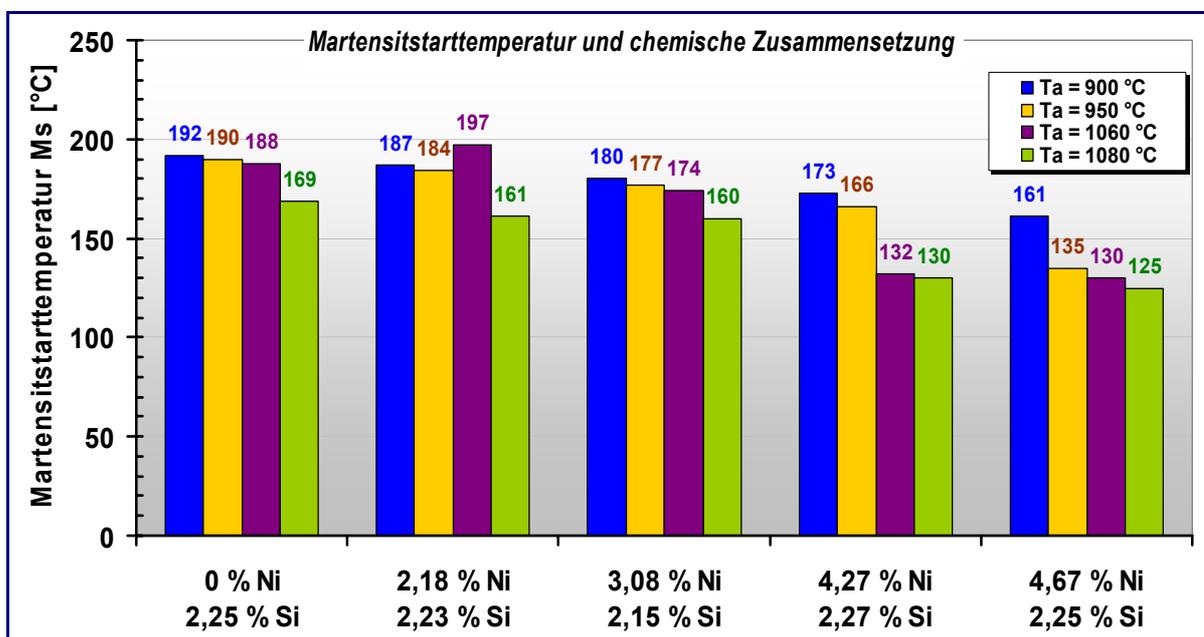


Bild 3-26: Einfluss von Ni und Austenitisierungstemperatur auf die M_s -Temperatur

Die Ergebnisse belegen wiederum, dass es durchaus möglich ist, die Martensitstarttemperatur durch die Zugabe von Nickel abzusenken, jedoch nicht unter 100 °C, was auf die Anwesenheit der höheren Siliziumgehalte zurückzuführen ist.

3. Experimentelle Arbeit

Aus den erstellten ZTU-Schaubildern kann man durch eine graphische Darstellung (**Bild 3-27**) wieder den Einfluss des steigenden Nickelgehalts im Gusseisen mit Kugelgraphit auf die Kinetik der Austenitumwandlung belegen. Das aus den erstellten kontinuierlichen ZTU-Schaubildern abgeleitete **Bild 3-27** zeigt die deutliche Verzögerung der Austenitumwandlung in Form einer Verschiebung des Beginns der Perlitbildung (der Mindestinkubationszeit der Perlitbildung) zu längeren Zeiträumen. Ebenfalls zeigt das Bild den eindeutigen Einfluss der erhöhten Austenitisierungstemperaturen auf die Verlängerung der Inkubationszeit der Perlitbildung, was die Wahl von hohen Temperaturen und Nickelgehalten begründet.

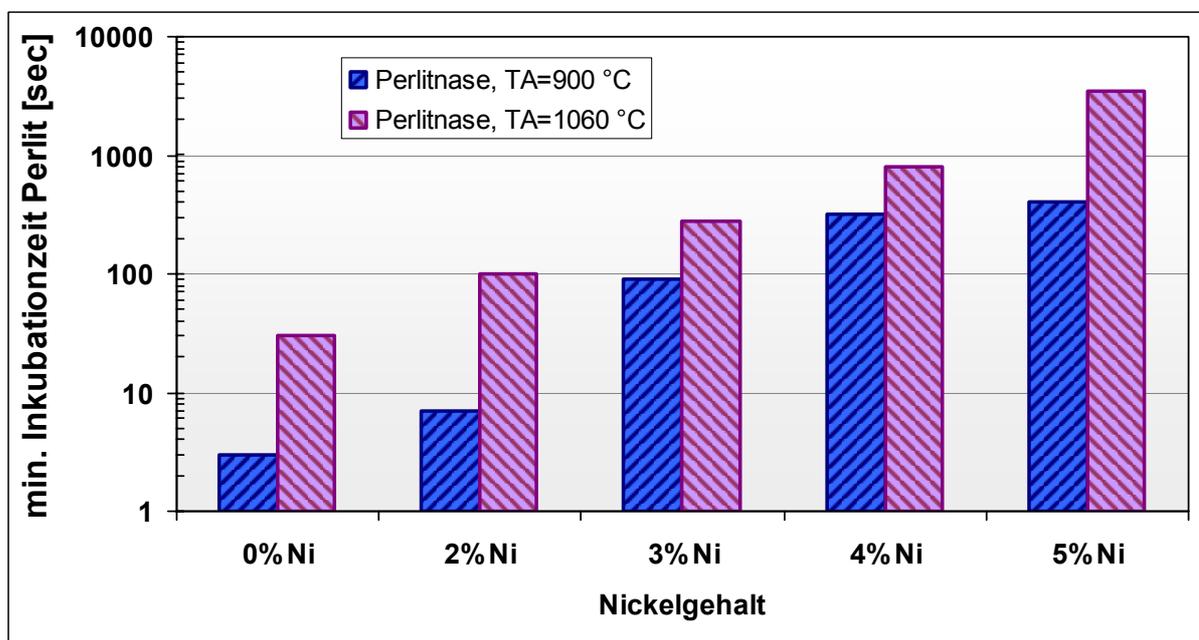


Bild 3-27: Abhängigkeit der minimalen Inkubationszeit für die Perlitbildung (Perlitnase) von der Austenitisierungstemperatur und vom Nickelgehalt

Der gleiche Effekt der Austenitisierungstemperaturen und der Nickelzugabe zeigte sich wieder während der isothermischen Austenitumwandlung (der Zwischenstufe), was durch die schon erläuterten Erscheinungen der dilatometrisch erstellten Isotherm-Kurven (siehe Unterkapitel 3.3.2.4-C) und durch die anschließend ermittelten metallographischen Gefügebilder und mechanischen Eigenschaften bewiesen wurde.

Bei der metallographischen Gefügebewertung (siehe **Anhang B2** und **B3**) zeigte sich, dass sich das angestrebte Gefüge bei beiden Varianten erst nach gewissen Verweilzeiten erreichen lässt. Diese sind unterschiedlich und von der Austenitise-

3. Experimentelle Arbeit

rungs- und Umwandlungstemperatur und auch von der chemischen Zusammensetzung abhängig. Zum Beispiel zeigen die Gefügebilder, dass sich bei den Proben der Legierung I (mit 0%Ni) nach wesentlich kürzeren Haltezeiten (um 10 bis 15 min) im Salzbad aus dem Austenit ein dem Ausferrit aussehendes Gefüge ausgebildet hat; **Bild 3-28**, während dies bei den Proben der Legierung IV (mit 4%Ni) erst nach deutlich sehr längerer Zeit (um 40 min (Variante B) bis 900 min (Variante A)) geschieht; **Bild 3-29**.

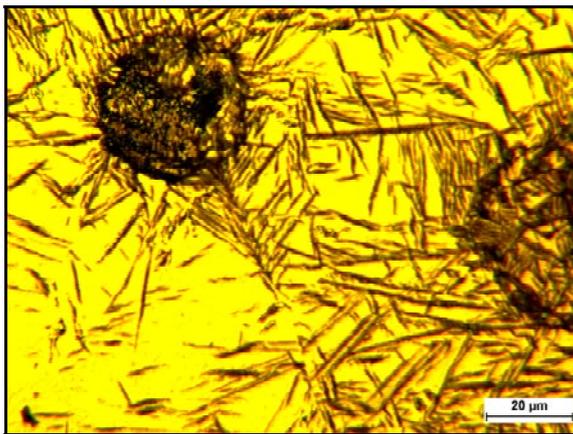


Bild 3-28: Legierung I; 0%Ni; $T_A=1060^\circ\text{C}$, $T_{zw}=350^\circ\text{C}$, $t_{zw}=15\text{ min}$

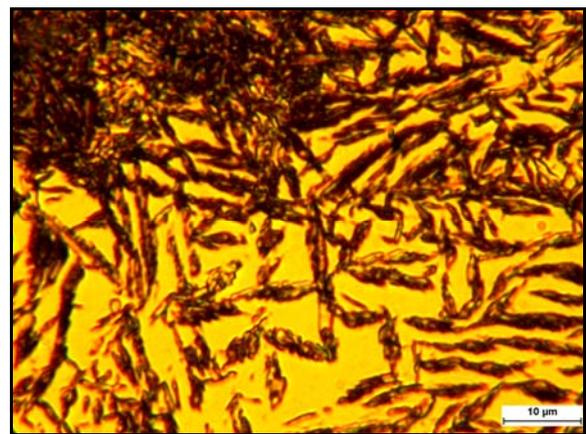


Bild 3-29: Legierung IV; 4%Ni; $T_A=1060^\circ\text{C}$, $T_{zw}=350^\circ\text{C}$, $t_{zw}=900\text{ min}$

Da der aus dem Austenit am Beginn der Zwischenstufenumwandlung gebildete Ferrit entsprechend dem Eisen - Kohlenstoff - Zustandsdiagramm nur eine sehr geringe Löslichkeit besitzt, diffundiert der enthaltene Kohlenstoff in den umgebenden Restaustenit und beginnt ihn zu stabilisieren. Bei vorzeitiger Unterbrechung der Zwischenstufenumwandlung ist der Austenit nur schwach mit Kohlenstoff beladen und besitzt daher eine geringe Stabilität. Folglich kann es zum Umwandeln des Austenits bei Abkühlung auf Raumtemperatur in Martensit kommen.

So zeigt zum Beispiel das **Bild 3-30** ausgebildete martensitische Gefügebestandteile einer Probe mit 4% Ni aus der Variante A ($T_A= 1060^\circ\text{C}$) nach Haltedauer von 105 min in der Zwischenstufe bei 350°C . Die kurze Aufenthalt der Proben im Salzbad verursacht, dass martensitische Ausscheidungen aus dem unreaktierten, metastabilen Austenit ausgebildet wurden.

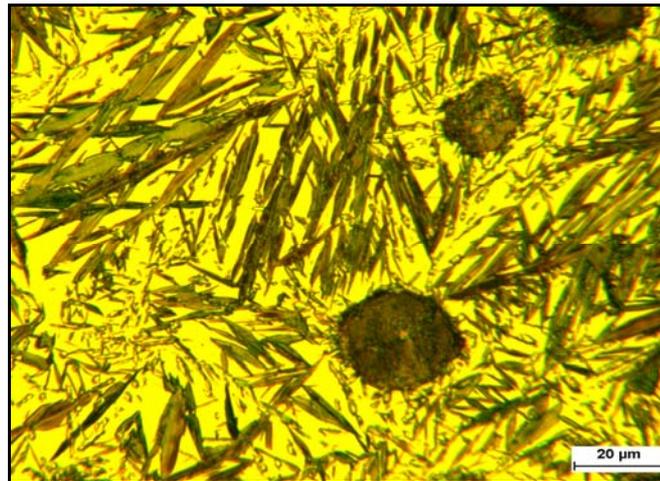


Bild 3-30: Legierung IV; 4%Ni; $T_A=1060^\circ\text{C}$, $T_{zw}=350^\circ\text{C}$, $t_{zw}=105\text{ min}$

Weiterhin ist auszuweisen, dass die für die Bildung von akkuratem ausferritischem Gefüge benötigten Haltezeiten im gleichen Maß proportional dem Anstieg des Nickelgehaltes und der Austenitierungstemperatur sind; (siehe **Anhang B2** und **B3**). Längere Haltezeiten im Salzbad begünstigen die Diffusionsvorgänge von Kohlenstoff aus dem Austenit, was zum Beginn des Austenit zerfalls und damit zur Perlitbildung führt. Das Endgefüge besteht aus Ferrit, Bainit und Restaustenit. Das **Bild 3-31** ist ein deutliches Beispiel für ein solches bainitisches Gefüge, das in einer Probe der Legierung II (mit 2% Ni) nach zweistündiger Austenitierung bei 1060°C und 240 min langer Haltedauer im Salzbad bei 350°C entstanden ist.

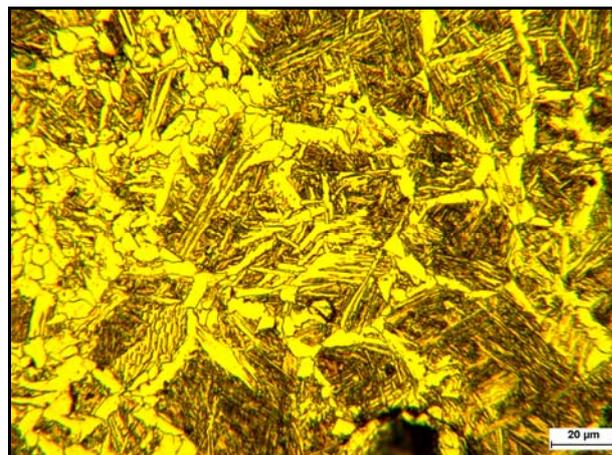


Bild 3-31: Legierung II; 2%Ni; $T_A=1060^\circ\text{C}$, $T_{zw}=350^\circ\text{C}$, $t_{zw}=240\text{ min}$

Die bei den anschließenden Zugversuchen ermittelten mechanischen Kennwerte deuten die metallographischen Befunde und die dilatometrischen Erscheinungen und führen zu überraschenden Schlussfolgerungen.

3. Experimentelle Arbeit

Die Untersuchungen zeigten nicht bei den mit Nickel legierten Proben die besten Werte, sondern bei kurzen Haltezeiten der Zusammensetzung ohne Nickel (siehe **Anhang B6**). So übertreffen die Werte dieser Zusammensetzung schon nach 60 Minuten Haltedauer bei 350°C bei Variante A und nach 20 Minuten bei Variante B ($T_A=900\text{ °C}$) die Spezifikation von EN-GJS 1000-5. Dabei ist vor allem die mehr als doppelt so gute, hervorragende Bruchdehnung sehr bemerkenswert, die mit zunehmender Haltedauer auf für wärmebehandelten Guss untypisch hohe Werte von bis zu 17% ansteigt. Die aus den präparierten Zugproben nach dem Zugversuch aufgenommenen Gefügebilder dieser Legierung dienen der Deutung der o. g. Ergebnisse. Als Beispiel zeigen die **Bilder 3-32** und **3-33** das ausferritische Endgefüge, das aus Ferritnadeln und Austenit, der thermisch stabil ist, besteht, was die guten mechanischen Werte erklärt.

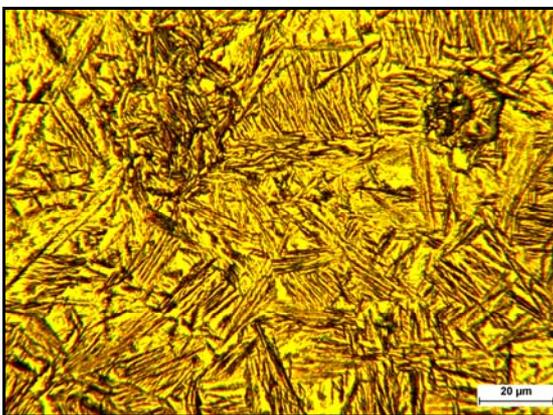


Bild 3-32: Legierung I; 0%Ni;
 $T_A=1060\text{ °C}$, $T_{ZW}=350\text{ °C}$, $t_{ZW}=60\text{ min}$

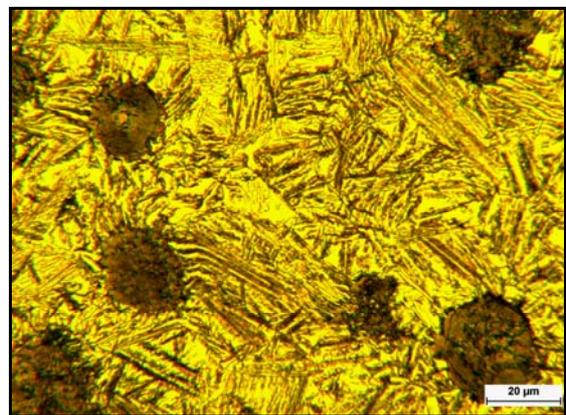


Bild 3-33: Legierung I; 0%Ni;
 $T_A=900\text{ °C}$, $T_{ZW}=350\text{ °C}$, $t_{ZW}=20\text{ min}$

Weiterhin ist festzustellen, dass bei den wärmebehandelten Legierungen die Zugfestigkeit mit steigendem Nickelgehalt abnimmt. Es verschlechtert sich die Zugfestigkeit aber in einem größeren Maßstab bei beiden Varianten ($T_A=1080\text{ °C}$ und 900 °C). Trotzdem wurden bei diesen Legierungen einige positive Werte bzw. Kombinationen zwischen Festigkeit und Dehnung, die aber erst nach langen Haltezeiten registriert wurden, erreicht. Diese Werte sind ebenfalls mit ausferritischer metallischer Grundmasse aber mit beschränkten martensitischen Phasenanteilen verbunden. Der Entstehungsmechanismus der martensitischen Ausscheidungen ist abhängig von der Zeitdauer des Aufenthalts im Salzbad und von den mechanischen Beanspruchungen. Es ist zu bemerken, dass sich die Martensitplatten in der Größe, Menge und der Orientierung der im Salzbad kurz verweilten, unbeanspruchten Proben (Schliffproben, wie z. B. im **Bild 3-30**) von denen der mechanisch beanspruchten Proben (Zug-

3. Experimentelle Arbeit

proben) unterscheiden. Bei den Proben ersten Falls handelt es sich um orientierungslose, ungleichmäßige, aus unreaktiertem, metastabilem Austenit entstandene Martensitplatten. Grund dafür ist die unzureichende, für die Kohlenstoffdiffusion erforderliche Haltezeit in der Zwischenstufe. Im zweiten Fall zeigen manche Gefügebilder im **Anhang B5** und als hervorgehobenes Beispiel (**Bild 3-34**) kleine Martensithöfe, die aus zik-zak- und linsenförmigen Martensitplatten, innerhalb der Ferritnadeln bestehen. Sie wurden offensichtlich durch die mechanische Beanspruchung während des Zugversuchs gebildet.

In diesem Zustand ist die strukturelle Ausbildung der Gefüge gut nachvollziehbar, jedoch ist es schwierig alle vorliegenden Phasen sicher identifizieren. Durch ein Anlassen der geätzten Schliche bei 280°C für 2 Stunden bilden sich abhängig von der jeweiligen Phase Interferenzschichten unterschiedlicher Farbe.

Die Phasen Ferrit (beige), reagierter Austenit (purpur), unreaktierter Austenit (hellblau/blaugrün), Martensit (gelb) können durch die Farbmikroskopie besser bewertet werden.

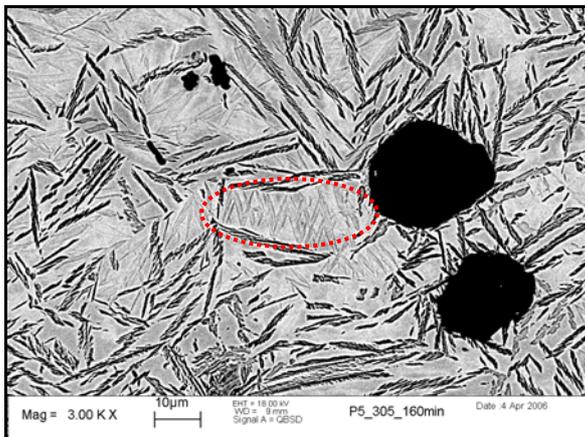


Bild 3-34: REM-Aufnahme von Legierung III; 3%Ni; $T_A=1060^\circ\text{C}$, $T_{ZW}=350^\circ\text{C}$, $t_{ZW}=200$ min

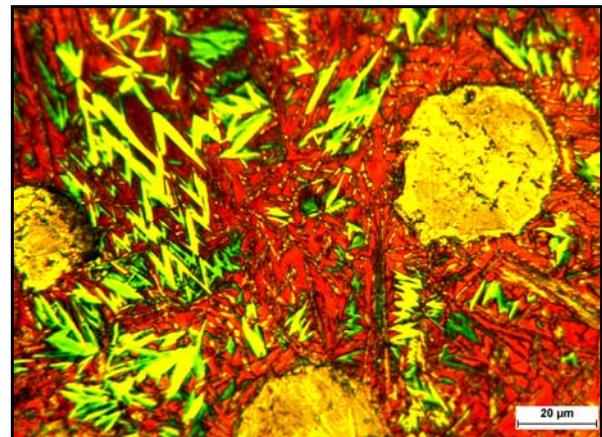


Bild 3-35: Legierung III; 0%Ni; $T_A=900^\circ\text{C}$, $T_{ZW}=350^\circ\text{C}$, $t_{ZW}=20$ min

Nach einem umfassendem Blick auf die Ergebnisse dieser Untersuchungen und durch einen Vergleich zwischen den besten festgestellten mechanischen Werten aller vier Legierungen nach den beiden Wärmebehandlungsvarianten A und B, die in der **Tabelle 3-20** hervorgehoben wurden, mit den mechanischen Eigenschaften derselben Legierungen im Gusszustand (**Tabelle 3-14**) fällt ein wichtiger Punkt auf. Es zeigt sich ein paradoxer Einfluss des steigenden Nickelgehalts im Gusszustand und

3. Experimentelle Arbeit

im Wärmebehandlungszustand. Mit Hilfe einer graphischen Darstellung einiger mechanischen Werte der beiden Zustände wie z. B. der Zugfestigkeit R_m (**Bild 3-36**) und der Bruchdehnung $A\%$ (**Bild 3-37**) kann man folgendes feststellen: Während die Zugfestigkeit einen proportionalen Anstieg im Gusszustand (durch die Zunahme von Perlitanteilen in der metallischen Grundmasse) und einen Abfall im Wärmebehandlungszustand zeigen, weisen die Bruchdehnungswerte tendenziell eine Abnahme in beiden Zuständen auf.

Tabelle 3-20: Beste ermittelte mechanische Eigenschaften nach der isothermischen Umwandlung im Salzbad bei 350 °C

Ni %	Proben-Nr.	Haltedauer t_{zw} [min]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchdehnung $A\%$	Härte [HB]
Variante A ($T_A=1060^\circ\text{C}$)						
0% Ni	P03	60	1157	996	11,0	248
2% Ni	P204	240	885	624	7,0	274
3% Ni	P304	300	905	436	7,2	268
4% Ni	P405	1080	791	410	7,3	257
Variante B ($T_A=900^\circ\text{C}$)						
0% Ni	P004	80	1019	780	15,3	298
2% Ni	P203	50	923	581	10,0	304
3% Ni	P304	170	821	545	7,8	291
4% Ni	P405	700	867	561	7,8	295

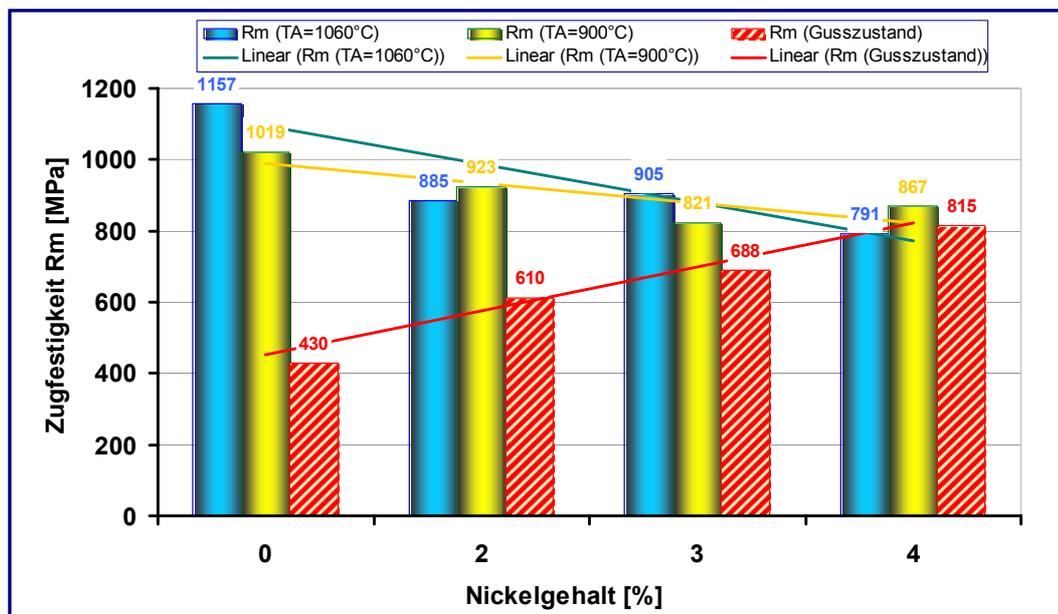


Bild 3-36: Einfluss von Nickel auf die Zugfestigkeit im Guss- u. Wärmebehandlungszustand (nach der isothermen Umwandlung im Salzbad bei 350°C)

3. Experimentelle Arbeit

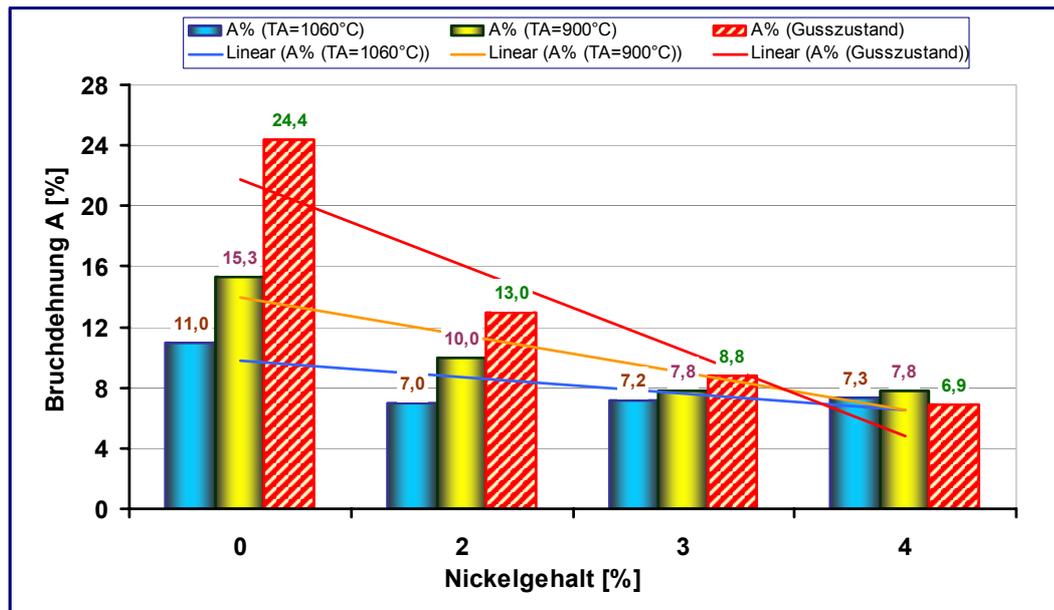


Bild 3-37: Einfluss von Nickel auf die Bruchdehnung im Guss- u. Wärmebehandlungszustand (nach der isothermen Umwandlung im Salzbad bei 350°C)

Die relativ hoch ausgewählten Austenitisierungstemperaturen haben eine eindeutige Wirkung auf das Werkstoffverhalten bei der Wärmebehandlung und damit auf die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften gezeigt. Die angestrebten Ziele der Anwendung höherer Austenitisierungstemperaturen, nämlich die nachgewiesene Senkung vom Martensitstarttemperaturen (Siehe **Bild 3-26**) und die Verzögerung des Beginns der Perlitbildung (Siehe **Bild 3-27**), wurde auf der einen Seite erwartungsgemäß teilweise erreicht. Auf der anderen Seite hat diese Erhöhung eine negative Wirkung auf die mechanischen Eigenschaften insbesondere auf die Bruchdehnung herbeigeführt, welche durch die graphische Darstellung im **Bild 3-38** verdeutlicht wird und übereinstimmend mit der Literaturangaben (siehe Kapitel 2.) auf eine Vergrößerung der Austenitkörner zurückzuführen werden kann.

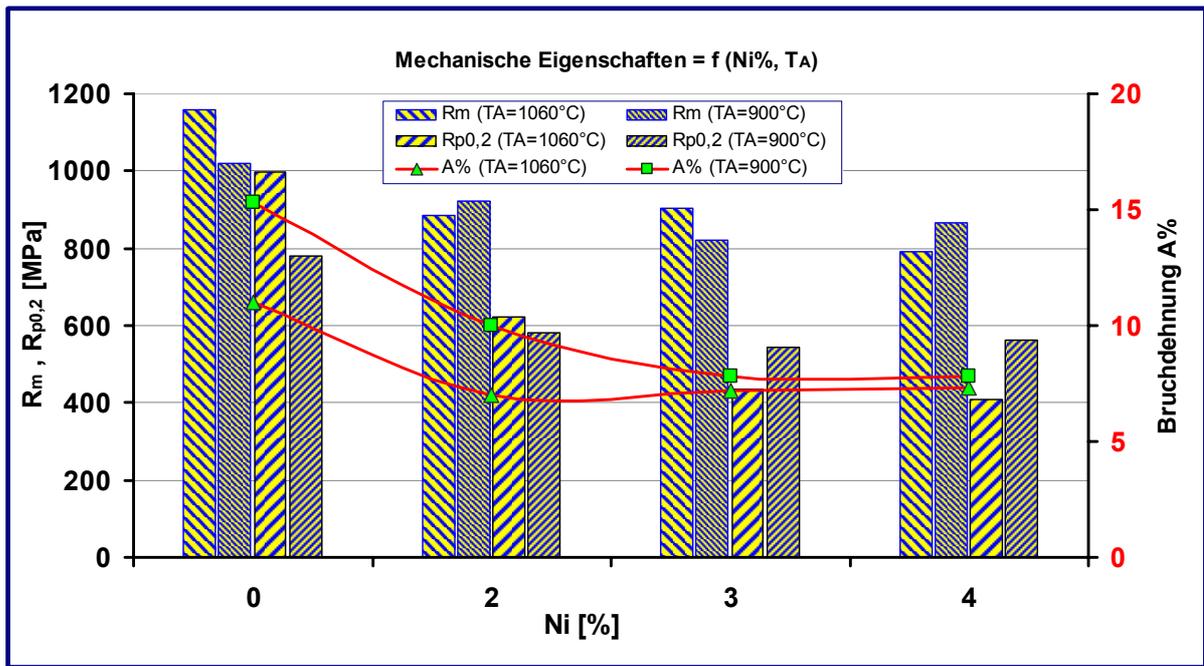


Bild 3-38: Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die mechanischen Eigenschaften

Im Gegensatz dazu zeigt das **Bild 3-39**, dass der Werkstoff durch das Austenitisieren bei $T_A = 900^\circ\text{C}$ höhere Härtewerte als bei $T_A = 1060^\circ\text{C}$ erreicht. Der Härtebereich bei der Variante A ($T_A = 1060^\circ\text{C}$) liegt zwischen 248 und 257 und steigt bei der Variante B ($T_A = 900^\circ\text{C}$) auf Werten zwischen 291 und 304. Das heißt: je höher die Austenitisierungstemperatur ist, desto weicher werden die Proben, was man auf die schon bei den dilatometrischen Untersuchungen bestätigten Verzögerung des Umwandlungsvorganges beziehen kann, wobei auch ein verzögerter Härteabfall mit steigender Glüh­temperatur zu erwarten ist.

Der Härteabfall beginnt mit steigender Austenitisierungstemperatur eher einzusetzen. Die Härte­werte sind ebenfalls zu kürzeren Haltezeiten verschoben. Dies bestätigt nochmals den Einfluss des Kohlenstoff­gehaltes im Austenit zu Beginn der Umwandlung. Je niedriger die Austenitisierungstemperatur ist, desto früher beginnt die Umwandlung und desto schneller läuft sie ab. Die minimalen Härten sinken mit steigendem Kohlenstoff­gehalt des Austenits.

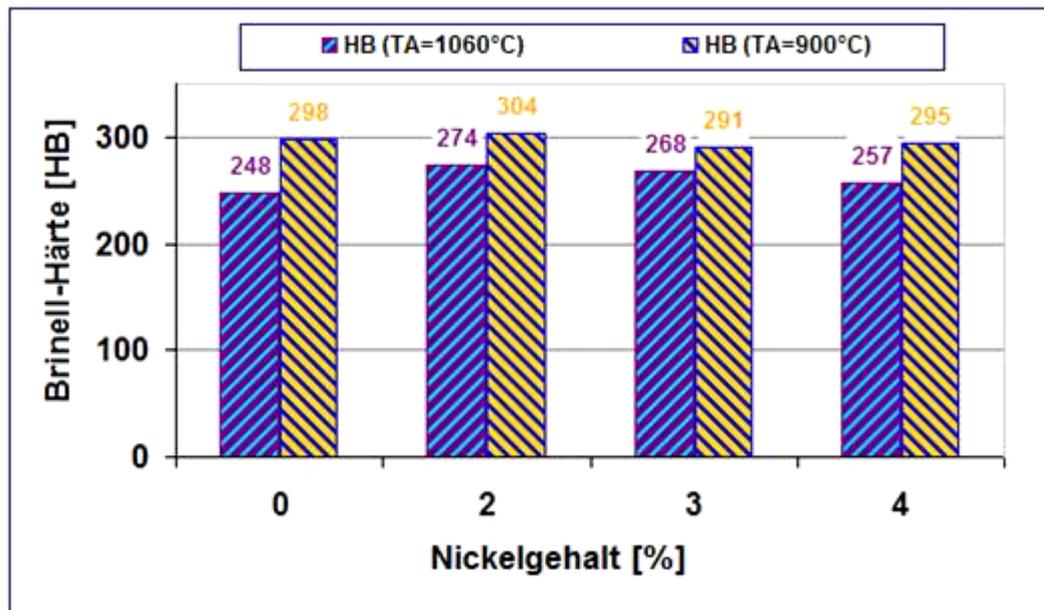


Bild 3-39: Einfluss der Austenitisierungstemperatur und des Nickelgehaltes auf die Härte

Als weiteres Kriterium zur Beurteilung des Einflusses vom Nickel und Austenitisierungstemperatur T_A aus praktischem Sicht wurde das Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ aller untersuchten Werkstoffe bestimmt. Das Streckgrenzenverhältnis wird als Maß dafür, wie weit der Werkstoff ohne Verformung ausgenutzt werden kann, Es gibt dem Konstrukteur Auskunft über die Höhe der nutzbaren Werkstofffestigkeit an. Aus diesem Grund wurden nur die besten Werte hervorgehoben und in der **Tabelle 3-21** registriert.

Tabelle 3-21: Beste Streckgrenzenverhältnis der Untersuchten Legierungen

Austenitisierungstemperatur T_A [°C]	Nickelgehalt Ni %	Haltdauer bei 350 °C t_{zw} [min]	Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$
1060	0%	160	0,87
	2%	240	0,71
	3%	420	0,62
	4%	1080	0,52
900	0%	80	0,77
	2%	100	0,75
	3%	280	0,72
	4%	700	0,67

Durch einen Vergleich zwischen den o. g. ermittelten Werten und denen von Sorten des EN DIN 1564-Norm (**Tabelle 3-22**) insbesondere der weichen Sorte EN-GJS-800-8, die bei ähnlichen Umständen (bei hohen Salzbadtemperaturen von ca. 350°C) hergestellt wird, wird ersichtlich, dass sie dies in gewissem Maßstab übertreffen.

Tabelle 3-22: Streckgrenzenverhältnis der ADI-Sorten nach DIN EN 1564

Norm	Qualität	Streckgrenzenverhältnis $R_{P\ 0,2}/R_m$
DIN EN 1564	EN-GJS-800-8	0,63
	EN-GJS-1000-5	0,70
	EN-GJS-1200-2	0,71
	EN-GJS-1400-1	0,79

Mittels einer Gegenüberstellung der Werte im Diagramm (**Bild 3-40**) wird deutlich gezeigt, dass eine Verringerung des Streckgrenzenverhältnisses mit steigender Glüh­temperatur und erhöhtem Nickelgehalt auftritt.

Der negative stärkere Einfluss der höheren Austenitisierungstemperaturen auf das Streckgrenzenverhältnis lässt sich durch den steileren Abfall des Trendlinie im **Bild 3-40** erkennen. Der negative Einfluss von erhöhten Nickelzusätzen wird mit höheren Austenitisierungstemperaturen ausgeprägter.

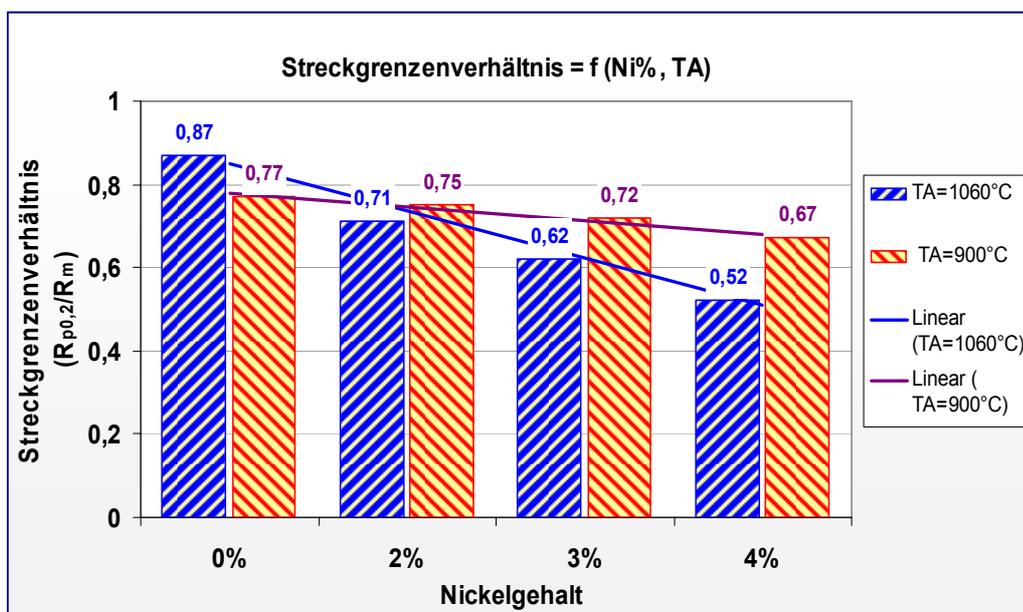


Bild 3-40: Einfluss der Austenitisierungstemperatur und des Nickelgehaltes auf das Streckgrenzenverhältnis

4. Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Die Auswahl der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs ist der wesentliche und entscheidende Einflussfaktor für einen gezielten wirtschaftlichen Herstellungsprozess und für gute End Eigenschaften des Werkstoffs. Im Rahmen dieser Arbeit wurde deshalb der Einfluss von Nickelzusätzen als Möglichkeit für eine alternative Wärmebehandlung bei der Herstellung von zwischenstufenvergütetem Gusseisen mit Kugelgraphit vor allem von der ausferritischen Sorte (ADI) erforscht. Dabei wurde im Labormaßstab der Einfluss des Nickelgehaltes auf die wichtigsten Prozessparameter und Werkstoffeigenschaften auf der Basis von konventionellen Herstellungsverfahren, der Wärmebehandlung mit Hilfe von Salzbadern, untersucht.

Im theoretischen Teil wurden zunächst die verschiedenen Herstellungsverfahren des ausferritischen Gusseisens mit Kugelgraphit (ADI) dargestellt. Ferner wurden die Eigenschaftsprofile des Werkstoffs und die Einflussgrößen auf die Prozesssicherheit und Eigenschaften diskutiert und der Einfluss verschiedener Legierungselemente dargelegt. In Anlehnung an diese Betrachtung wurden die positive Aspekte der Einsatz von Nickel als geeignetes Element zur Verwirklichung der Hauptziele der Arbeit hervorgehoben.

Um den bisherigen Erkenntnisstand zu erhöhen, wurde das Versuchsprogramm in zwei thematische Bereiche unterteilt bzw. in zwei Arbeitsphasen durchgeführt: Der erste Teil beinhaltet Untersuchungen zur Erprobung einer alternativen Wärmebehandlung zur Herstellung von bainitischen bzw. ausferritischen Gusseisen mit Kugelgraphit (ADI). Dafür wurde das Umwandlungsverhalten bei reduziertem Siliziumgehalt und gebrochenem Abschrecken im Wasserbad untersucht.

Im zweiten Teil wurde den Einfluss von erhöhten Nickelgehalten auf das Umwandlungsverhalten bei der Herstellung von ADI und Abschrecken im Salzbad erforscht. Dabei wurden die Folgen auf einige mechanische Eigenschaften ermittelt.

Generell können die Hauptpunkte dieser Arbeit und die gewonnenen Erkenntnisse in folgenden Punkten zusammengefasst werden:

1. Mit zunehmender Austenitisierungstemperatur und steigendem Nickelgehalt wird die Martensitstarttemperatur (M_s) verringert. Ein drastischer Abfall der M_s -Temperatur (unter 100 °C) ist bei einer Austenitisierungstemperatur von 1080 °C bei sinkendem Siliziumgehalt (um 1%) festzustellen.

4. Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

2. Die Absenkung von Martensitstarttemperatur auf unter 100 °C ermöglicht das Abschrecken aus dem Austenitgebiet auf Zwischenstufentemperatur auch in heißem Wasser als Abschreckmedium anstelle von umweltschädigenden und relativ teuren Salzbädern.
3. Mit steigendem Nickelgehalt steigt der Perlitanteil des Gusseisens mit Kugelgraphit im Gusszustand und dadurch erhöht sich die Festigkeit und die Dehnung nimmt ab. Die maximale Zugfestigkeit wurde für Eisen mit 5% Ni ermittelt.
4. Mit höheren Ni-Zusätzen verschiebt sich der Zeitpunkt des Beginns der Perlit- und Bainitbildung (Perlit- und Bainitnase in den ZTU-Schaubildern) zu längeren Zeiten (nach rechts), was einerseits zu einer erwünschten Ausweitung des Prozessfensters zur Herstellung von ADI und andererseits zu unwirtschaftlichen längeren Haltezeiten in der Zwischenstufe (bei Ni % > 3%) führt.
5. Ebenfalls zeigten die ermittelten Zeit-Temperatur-Schaubilder der Legierungen beider Austenitisierungsvarianten ($T_A = 1060$ °C und 900 °C) den eindeutigen Einfluss der erhöhten Austenitisierungstemperaturen auf die Verlängerung der Inkubationszeit der Perlitbildung. Daraus leitet sich ab, dass relativ hohe Austenitisierungstemperaturen von Vorteil sind, um die angestrebten Ziele zu erreichen. Auf der anderen Seite hat diese Erhöhung aber auch eine negative Wirkung auf die mechanischen Eigenschaften, insbesondere auf die Bruchdehnung herbeigeführt.
6. Im Gusszustand steigt die Zugfestigkeit proportional mit der Zunahme des Perlitanteiles. Im wärmebehandelten Zustand wird hingegen der gegenteilige Effekt beobachtet, was offensichtlich auf einen erhöhten Restaustenitanteil zurückzuführen ist. In beiden Zuständen wird ein Abfall der Bruchdehnungswerte beobachtet.
7. Bei den Werten für die 0,2%-Dehngrenze wird erkennbar, dass bei den Proben ohne Nickelzusatz nach beiden Herstellungsverfahren (alternativ und konventionell) die höchsten Werte, die bei 780 N/mm² liegen, erreicht werden. Das gilt für die kürzesten Haltezeiten von 80 min in der Zwischenstufe. Des Weiteren ist festzustellen, dass mit der Zunahme des Nickelgehaltes und der Austenitisierungstemperatur die 0,2%-Dehngrenze und das Streckgrenzenverhältnis niedriger und vor allem bei 4% Nickelzusatz sehr geringe Werte erreichen werden.
8. Erst bei sehr langen (unwirtschaftlichen) Haltezeiten (ab 300 bis 1080 min) besonders bei Proben mit höheren Nickelgehalt (ab 3% Ni) und hohen Austeniti-

4. Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

sierungstemperaturen steigt die 0,2-Dehngrenze dann wieder auf moderate Werte an.

In der nachfolgenden Tabelle ist der Einfluss von Nickel und der Austenitisierungstemperatur auf wichtige Prozessmerkmale und die mechanischen Eigenschaften qualitativ zusammengefasst.

	Ms	t _p	t _{zw}	Gusszustand			Wärmebehandlungszustand (Austempern)						
				R _m	R _{p0,2}	A%	R _m	R _{p0,2}	A%	R _{p0,2} / R _m	HB	€	
Ni % ↑	↓	↑	↑	↑	↑	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↑
T _{A..} ↑	↓	↑	↑	-	-	-	↓	↓	↓	↓	↓	↓	↑
Legende: Ni %: Nickelgehalt; T _{A.} : Austenitisierungstemperatur; Ms: Martensitstarttemperatur; t _p : Perlitzeit; t _{zw} : Haltedauer in der Zwischenstufe; R _m : Zugfestigkeit; R _{p0,2} : 0,2-Dehngrenze; A%: Bruchdehnung; R _{p0,2} / R _m : Streckgrenzenverhältnis; HB: Brinell Härte; €: Kosten													

Insgesamt hat die vorliegende Arbeit gezeigt, dass mit dem Zusatz von Nickel eine deutliche Beeinflussung der Gefügeausbildung von ADI-Gusseisen und der mechanischen Eigenschaften durch Einstellung von geeigneten Wärmebehandlungsparametern erzielt werden kann. Die beste Kombination von Zugfestigkeit und Bruchdehnung wird in nickelfreien Proben registriert. Mit steigendem Nickelgehalt wird aber die Technologie zur Herstellung von ausferritischem Gusseisen mit Kugelgraphit (ADI) als Folge der Verschiebung der Perlit- und Martensitphasenfelder erleichtert. Das Prozessfenster wird dadurch vergrößert.

Am realen Bauteil muss von Fall zu Fall entschieden werden, wie sich die chemische Zusammensetzung des Austenits (Nickelgehalt) und die Zwischenstufenbehandlung abzustimmen sind.

Die Entwicklung des Nickelpreises stellt in jüngster Zeit einige wirtschaftliche Fragen. Die Suche nach einem oder mehreren kostengünstigeren Substitutionselementen für Nickel könnte perspektivisch im Mittelpunkt von Forschungsaktivitäten stehen.

5. Bilderverzeichnis

Bild 1-1: Mechanische Eigenschaften von ADI im Vergleich zu herkömmlichen Eisenwerkstoffen gem. DIN EN 1563 (Gusseisen mit Kugelgraphit) und DIN EN 1564(bainitisches Gusseisen).	3
Bild 1-2: Konventionelles(a) und alternatives(b) Austempnern zur Herstellung von ADI	6
Bild 2-1: Weltproduktion und Zuwachsrate von ADI von 1975 bis 2005 [21, 23].	11
Bild 2-2: Einige Anwendungsbeispiele von ADI [12].....	13
Bild 2-3: Zusammenhang zwischen Feingefüge und Zugfestigkeit [27, 28].....	14
Bild 2-4: Familie des Gusseisens mit Kugelgraphit	15
Bild 2-5: Klassifizierung von Magnesiumbehandlungslegierungen und von gebräuchlichen Behandlungsmethoden zur Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit [32]	18
Bild 2-6: Grundvarianten für das Vergüten von Gusseisen mit Kugelgraphit [47];....	22
Bild 2-7: Schematische Darstellung des Ablaufs der konventionellen Verfahren der Zwischenstufenvergütung von Gusseisen mit Kugelgraphit [50].	24
Bild 2-8: Schematische Darstellung des direkten Squeeze-casting von Gusseisen mit Kugelgraphit	25
Bild 2-9: Schematische Darstellung des Prozessablaufs mit Temperaturprofilen für die Herstellung von ADI unter In-situ-Wärmebehandlung [60].	26
Bild 2-10: Abhängigkeit der kritischen Abkühlgeschwindigkeit vom Nickel- und Molybdängehalt [82].....	31
Bild 2-11: Verschiebung der Kurvenverläufe im ZTU-Schaubild nach rechts durch den Einfluss von Nickel [73]	32
Bild 2-12: Einfluss von Molybdän auf das kontinuierliche ZTU-Diagramm von Gusseisen mit Kugelgraphit (Zusammensetzung: 3,3 % C, 2,6 % Si, 0,3 % Mn) [95, 96].....	34
Bild 2-13: Einfluss von Nickel und Molybdän auf das Grundgefüge von Gusseisen mit Kugelgraphit [81]	35
Bild 2-14: Molybdänkarbide im ADI-Gefüge [98]	36
Bild 2-15: Lage des Prozessfensters bei GJS bei verschiedenen Mangangehalten [115].	37

Bild 2-16: Eisen-Kohlenstoff-Diagramm [24].....	41
Bild 2-17: Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts im Austenit von Austenitisierungsdauer und -temperatur bei unterschiedlichen Grafitkugelgrößen im Sphäroguss [130, 134].....	42
Bild 2-18: Mittlerer Austenitkorndurchmesser in Abhängigkeit von der Austenitisierungsdauer bei verschiedenen Austenitisierungstemperaturen [130].....	43
Bild 2-19: Schematische Darstellung der Austenitumwandlung zu ADI bei unterschiedlichen Umwandlungstemperaturen.	45
Bild 2-20: Festigkeit und Härte in Abhängigkeit von der isothermen Umwandlungstemperatur bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen [129, 141].....	46
Bild 2-21: Zusammenhang zwischen Bruchdehnung und Kerbschlagzähigkeit in Abhängigkeit von der isothermen Umwandlungstemperatur bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen [129, 141].	47
Bild 2-22: Vergleich zwischen den unterschiedlichen ADI-Normwerken	51
Bild 2-23: Vergleich der Leichtbaupotentiale von ADI mit anderen Leichtbaulegierungen [163];	54
Bild 2-24: Radnabe aus ADI für Anhänger, die um 2% leichter als aus Aluminium ist und auch eine höhere Dauerfestigkeit hat [162].....	55
Bild 3-1: Ablauf des vorgestellten alternativen Verfahrens	57
Bild 3-2: Abhängigkeit der Ms-Temperatur vom Kohlenstoffgehalt im Austenit.....	58
Bild 3-3: Abhängigkeit der Löslichkeit vom Kohlenstoff im Austenit vom Silizium- gehalt und der Austenitisierungstemperatur.....	59
Bild 3-4: Unterteilung des Arbeitsprogramms	60
Bild 3-5: Y-Probe nach DIN EN 1536 Typ III; (Maße in mm: u=50, v=100, x=50, y=150, z= beliebig).	63
Bild 3-6: Lage und Geometrie der benötigten Proben	64
Bild 3-7: Einfluss von Ni und der Austenitisierungstemperatur auf die M _S -Temperatur	65
Bild 3-8: Schematische Darstellung des Ablaufs der alternativen Wärmebehandlung	67
Bild 3-9: Messgerät FERITSCOPE [®] MP30E und prinzipielle Wirkungsweise [173] .	68
Bild 3-10: Rundprobe mit Gewinde-Köpfen entsprechend Form B nach DIN 50125 71	

Bild 3-11: Ausferritisches Gefüge nach Haltezeiten von 45 und 60 min in der Zwischenstufe bei $T_{zw} = 380 \text{ °C}$	74
Bild 3-12: Einfluss der Haltedauer in der Zwischenstufe auf die Mikrohärtigkeit und die Permeabilität von unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit (Legierung I)	75
Bild 3-13: Mechanische Eigenschaften der Legierung I nach einer Haltedauer in der Zwischenstufe zwischen 40 und 60 min	76
Bild 3-14: Einfluss der Haltedauer in der Zwischenstufe auf die Mikrohärtigkeit und die Permeabilität von unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit (Legierung II)	77
Bild 3-15: Einfluss der Haltedauer in der Zwischenstufe auf die Mikrohärtigkeit und die Permeabilität von unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit (Legierung III)	78
Bild 3-16: Mechanische Eigenschaften der Legierung II (3%Ni) nach variierten Haltezeiten in der Zwischenstufe zwischen 70 und 110 min	79
Bild 3-17: Mechanische Eigenschaften der Legierung III (5%Ni) nach variierten Haltezeiten in der Zwischenstufe zwischen 110 und 150 min	79
Bild 3-18: Kontinuierliche ZTU-Schaubild der Legierung IV $T_A = 1060 \text{ °C}$;	87
Bild 3-19: Kontinuierliche ZTU-Schaubild der Legierung IV, $T_A = 900 \text{ °C}$;	87
Bild 3-20: Isothermenkurven der Proben der Variante B	88
Bild 3-21: Inkubationszeit des Beginns der Zwischenstufenumwandlung der Probe mit 4%Ni aus der Variante A ($T_A = 1060 \text{ °C}$)	90
Bild 3-22: Inkubationszeit des Beginns der Zwischenstufenumwandlung der Proben der Variante B ($T_A = 900 \text{ °C}$)	91
Bild 3-23: Schematische Darstellung des Ablaufs der Wärmebehandlung der beiden Varianten A und B	92
Bild 3-24: Festgelegte Haltezeiten der Schliiffproben der Legierung II bei Variante A	93
Bild 3-25: Einfluss von Ni auf Gefüge und mechanische Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit im Gusszustand	96
Bild 3-26: Einfluss von Ni und Austenitisierungstemperatur auf die M_S -Temperatur	97
Bild 3-27: Abhängigkeit der minimalen Inkubationszeit für die Perlitbildung (Perlitnase) von der Austenitisierungstemperatur und vom Nickelgehalt	98
Bild 3-28: Legierung I; 0%Ni; $T_A = 1060 \text{ °C}$, $T_{zw} = 350 \text{ °C}$, $t_{zw} = 15 \text{ min}$	99

Bild 3-29: Legierung IV; 4%Ni; $T_A=1060^{\circ}\text{C}$, $T_{zw}=350^{\circ}\text{C}$, $t_{zw}=900$ min.....	99
Bild 3-30: Legierung IV; 4%Ni; $T_A=1060^{\circ}\text{C}$, $T_{zw}=350^{\circ}\text{C}$, $t_{zw}=105$ min.....	100
Bild 3-31: Legierung II; 2%Ni; $T_A=1060^{\circ}\text{C}$, $T_{zw}=350^{\circ}\text{C}$, $t_{zw}=240$ min	100
Bild 3-32: Legierung I; 0%Ni; $T_A=1060^{\circ}\text{C}$, $T_{zw}=350^{\circ}\text{C}$, $t_{zw}=60$ min	101
Bild 3-33: Legierung I; 0%Ni; $T_A=900^{\circ}\text{C}$, $T_{zw}=350^{\circ}\text{C}$, $t_{zw}=20$ min	101
Bild 3-34: REM-Aufnahme von Legierung III; 3%Ni; $T_A=1060^{\circ}\text{C}$, $T_{zw}=350^{\circ}\text{C}$, $t_{zw}=200$ min	102
Bild 3-35: Legierung III; 0%Ni; $T_A=900^{\circ}\text{C}$, $T_{zw}=350^{\circ}\text{C}$, $t_{zw}=20$ min	102
Bild 3-36: Einfluss von Nickel auf die Zugfestigkeit im Guss- u. Wärme- behandlungszustand (nach der isothermen Umwandlung im Salzbad bei 350°C)	103
Bild 3-37: Einfluss von Nickel auf die Bruchdehnung im Guss- u. Wärme- behandlungszustand (nach der isothermen Umwandlung im Salzbad bei 350°C)	104
Bild 3-38: Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die mechanischen Eigenschaften	105
Bild 3-39: Einfluss der Austenitisierungstemperatur und des Nickelgehaltes auf die Härte	106
Bild 3-40: Einfluss der Austenitisierungstemperatur und des Nickelgehaltes auf das Streckgrenzenverhältnis.....	107

6. Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: ADI und seine historische Entwicklung [20]	10
Tabelle 2-2: Einfluss von Legierungselementen auf Erstarrung und Gefüge von Gusseisen [10]	16
Tabelle 2-3: Beispielhafte Gegenüberstellung derzeit gebräuchlicher Mg-Behandlungsverfahren [30, 31]	19
Tabelle 2-4: Mechanische Eigenschaften ermittelt an Zugstäben aus den Squeeze-casting- ADI-Gussteilen.....	25
Tabelle 2-5: Mechanische Eigenschaften ermittelt an Zugstäben nach einer In-situ-Wärmebehandlung ($T_{zw}=340^{\circ}\text{C}$, $t_{zw}=60\text{min}$) [60].....	27
Tabelle 2-6: Seigerungsfaktoren unterschiedlicher Elemente [69].....	29
Tabelle 2-7: Empfohlene chemische Zusammensetzung für ADI [67]	30
Tabelle 2-8: Empfohlene Werte des Kohlenstoffäquivalents in Abhängigkeit von der Wanddicke des Gussstücks [68]	30
Tabelle 2-9: Kohlenstoffgehalt des Austenits in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur und günstige Temperatur der Zwischenstufenumwandlung [49]	43
Tabelle 2-10: Werkstoffeigenschaften nach ISO 17804 (Entwurf, einzuhaltende Mindestwerte) [155].....	50
Tabelle 2-11: Werkstoffeigenschaften nach DIN EN 1564 (einzuhaltende Mindestwerte) [156].....	51
Tabelle 2-12: Werkstoffeigenschaften nach amerikanischen Standard ASTM A 897-90 (einzuhaltende Mindestwerte) [157]	51
Tabelle 2-13: Bruchzähigkeit von ADI nach Norm	53
Tabelle 2-14: Physikalische Eigenschaften von ADI-Werkstoffen nach [165].....	56
Tabelle 3-1: Soll-Zusammensetzung der Legierungen für die erste Versuchsreihe .	61
Tabelle 3-2: Chemische Zusammensetzung der benutzten Rohstoffen und Behandlungslegierungen.....	62
Tabelle 3-3: Prozentuale Mengenanteile der eingesetzten Rohstoffe und Behandlungslegierungen.....	62
Tabelle 3-4: Soll- und Ist-Werte der Zusammensetzung der Ausgangswerkstoffe ...	63

Tabelle 3-5: Ermittelte M_s -Temperaturen für die Legierungen mit unterschiedlichem Silizium- und Nickelgehalt	65
Tabelle 3-6: Permeabilität der wärmebehandelten Proben der Legierungen I,II und III	69
Tabelle 3-7: Werte der Mikrohärtigkeit der wärmebehandelten Proben	70
Tabelle 3-8: Maße der Zugproben Form B (DIN 50125 – Ausschnitt)	72
Tabelle 3-9: Ergebnisse der Zugversuche für die Werkstoffe I, II und III bei unterschiedlichen Haltezeiten in der Zwischenstufe.....	73
Tabelle 3-10: Soll-Zusammensetzung der Legierungen für die zweite Versuchsreihe	81
Tabelle 3-11: Prozentuale Mengenanteile der eingesetzten Rohstoffe und Behandlungslegierungen für die Abgüsse der zweiten Versuchsreihe.	82
Tabelle 3-12: Ist-Werte der Zusammensetzung der Ausgangswerkstoffe der beiden Varianten A und B	83
Tabelle 3-13: Gusszustand der Ausgangswerkstoffe (Gusseisen mit Kugelgraphit)	84
Tabelle 3-14: Mechanische Eigenschaften der Ausgangswerkstoffe (Gusseisen mit Kugelgraphit im Gusszustand)	85
Tabelle 3-15: Ermittelte M_s -Temperaturen für die Legierungen mit unterschiedlichen Silizium- und Nickelgehalten	86
Tabelle 3-16: Die anhand der Isothermenkurven festgelegten Haltezeiten im Salzbad	92
Tabelle 3-17: Anhand der Gefügebilder der Schliiffproben festgelegte Haltezeiten im Salzbad für die Zugproben	94
Tabelle 3-18: Ergebnisse der Zugversuche und der Brinell-Härtemessung für die Werkstoffe der Variante A ($T_A= 1060\text{ °C}$)	94
Tabelle 3-19: Ergebnisse der Zugversuche und der Brinell-Härtemessung für die Werkstoffe der Variante A ($T_A= 900\text{ °C}$)	95
Tabelle 3-20: Beste ermittelte mechanische Eigenschaften nach der isothermischen Umwandlung im Salzbad bei 350 °C	103
Tabelle 3-21: Beste Streckgrenzenverhältnis der Untersuchten Legierungen	106
Tabelle 3-22: Streckgrenzenverhältnis der ADI-Sorten nach DIN EN 1564.....	107

7. Literaturverzeichnis

- [1] Velez, J. M.; Garboggini, A.; Tschiptschin, A. P.: Materials Science and Technology, vol. 12, S. 329-337, April 1996.
- [2] Herfurth, K.: „Austenitisch-Ferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit (ADI)“, VDG-Weiterbildung (2003), S. 1-13.
- [3] Bartels, C.; Schliephacke, U.; Rimmer, A.; Gündisch, C.: „Bainitischer Sphäroguss als Alternative für die Konstruktion“ SCOPE * Heft 10 (2002), S. 132-137.
- [4] Rimmer, A., Bromwich, W. : „ADI ermöglicht neue Lösungen für Kraftfahrzeuge“, Gießerei-Erfahrungsaustausch, Heft 7+8 (2004), S. 7-9.
- [5] Bartels, C.; Huppertz, A.; Day, S.: „Leichtbau mit ADI - Chancen für den Motorenbau“, VDI-Berichte Nr. 1830, 2005, S. 163-176.
- [6] Demidowa, T. G.; Kaniavski, M. J.: „ Isothermische Härtung des Gusseisen mit Kugelgraphit“, Litejnoe Proizvodstvo 2 (1955), S. 20-22.
- [7] Rutkowski: „ Über die Wärmebehandlung von Gusseisen mit Kugelgraphit“ Freiburger Forschungsheft B-24-II(1957), S. 341-371.
- [8] Mühlberger, H.: „ GGG 100 B/A-Gießen statt Schmieden“, Fachberichte für Metallbearbeitung, Vol. 62, Nr. 11/12, (1985), S. 658-670.
- [9] Röhrig, K.: „Zwischenstufenvergütetes Gusseisen mit Kugelgraphit“, Gießereirundschau, Heft4 (1983), S. 19-35.
- [10] Hasse, S.: „Gießerei-Lexikon“, 18. Auflage (2001), Schiele und Schön Verlag Berlin, S. 1443-1449, 566.
- [11] Röhrig, K.: „Isothrmisches Umwandeln von Gusseisen mit Kugelgraphit in der Bainitstufe“, Härtärei-Technische Mitteilungen (HTM), Bd. 39, Heft 2 (1984), S. 41-49.
- [12] Firmeninternetseite: Hulvershorn Eisengießerei GmbH & Co. KG (2006): <http://www.hubo.de/deutsch/index.html> : „Anwendungsfälle von ADI“.
- [13] Harynen, K. L.: “Austempered Ductile Iron-The State of the Industry in 2003”, Keith D. Millis - World Symposium on Ductile Iron, October 20-23, 2003.
- [14] Hasse, S.: „Bainitisches Gusseisen mit Kugelgraphit - Ein Werkstoff mit optimalen Eigenschaftskombinationen“, Gießerei-Praxis (1997), Nr. 7/8, S. 152-160.
- [15] Day, S.; Röhrig, K.: konstruieren + giessen 24 (1999) Nr. 4, S. 17-26.

- [16] Firmeninternetseite: ADI-Treatments Ltd. (2006):
http://www.aditreatments.com/news_77.php .
- [17] Crocker, M.: „ADI- neue Möglichkeiten für Gusseisen mit Kugelgraphit“, Gießerei-Praxis (1997), Nr.1-2, S. 19-24.
- [18] Crocker, M., Day, S., Röhrig, K., Seidl, J.: „ADI-neue Anwendungen durch Prozeßoptimierung“, in: VDI-Berichte 1324, (1997), Fortschritt mit Gusskonstruktionen 97, S. 91-108.
- [19] Anonym: „ Neuer Wärmebehandlungsofen erweitert die Produktionsmöglichkeiten für den Werkstoff ADI“, konstruieren + giessen 31 (2006) Nr. 1, S. 36.
- [20] Firmeninternetseite: Hulvershorn Eisengießerei GmbH & Co. KG (2006),
<http://www.hubo.de/deutsch/index.html> : „ADI und seine historische Entwicklung“ .
- [21] Bahmani, M., Elliott, R., and Varahram, N.: "Austempered ductile iron: a competitive alternative for forged induction-hardened steel crankshafts", Int. Journal Cast Metals Res., 9 (1997), S. 249-257.
- [22] Foundry Management and Technology: „Metals/Alloys/Heat-Treating“, (1996) S. 3-11.
- [23] Keough, J.: „An ADI Market Primer“, Foundry Management and Technology, (1995) Part 2, S. 27-31
- [24] Liesenberg, O., Wittekopf: „Stahlguss und Gusseisen-Legierungen“, 1. Auflage (1992), Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie GmbH, Leipzig, S. 18-19, 29-31, 187, 191.
- [25] Richter, C.: „Klassifikation von Werkstoffgefügebildern aufgrund teilchenbasierter Kenngrößen“, Masterarbeit, Universität des Saarlandes, März (2005), S. 6
- [26] http://www.sorelmetal.com/de/ductile/frset_family.htm.
- [27] Karsay, S.I.: „Gusseisen mit Kugelgraphit - Grundlagen und Technologien“, QIT-FER ET TITANE INC. (1992), S. 8.
- [28] Hasse, S.; Röhrig, K.: „Hochfeste Gusseisen mit Kugelgraphit- moderne Werkstoffkonzepte mit maximalen Eigenschaftskombinationen“, Gießerei-Praxis (1999), Nr. 4, S. 154-165.
- [29] Hasse, S.: Duktiles Gusseisen. Handbuch für Gusserzeuger und Gussverwender. Schiele & Schön, Berlin. 1996. S. 16-17, 208, 135-145, 205-220.
- [30] Barton, R.: „Developments in the Production of S. –G. Iron Castings“, Foundry Trade J. Int. (1987), S. 33-44.

- [31] Wolters, D. : „Die Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit - Erschmelzen und Behandeln“, Gießerei – Erfahrungsaustausch, (1993), Nr. 3, S. 81-94.
- [32] Lerner, Y. S.; Pantelev, G. V.: „Magnesiumbehandlung bei der Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit. Teil 2“, Foundry Management & Technology * Band 130 (2002) Nr. 12, S. 25- 30.
- [33] Fras, E.; Podrzucki, C.: „Impfen von Gusseisen“, Gießereiforschung (1998), Nr. 50, S. 80 – 87.
- [34] Hofmann, E.: „Anforderungen an Impfmittel“, In: „Impfen von Gusseisenschmelzen“, Seminar VDG-Weiterbildung, Düsseldorf, 1989.
- [35] VDG-Merkblatt S 210 1989: „Impfen von Gusseisenschmelzen“.
- [36] Hofmann, E., Kolorz, A. Orths, K. 1980: „Einfluss unterschiedlicher Desoxidations- und Impfverfahren auf Reinheitsgrad, Gasgehalt und Keimzustand bei technischen EisenKohlenstoff-Schmelzen“, Gießerei-Forschung 32, Nr. 3, S. 79-95.
- [37] Kusakawa, T.: "Behaviour of oxygen and nucleation of graphite in production of spheroidal graphite cast iron", Abstracts of the 5d' International Symposium on the physical Metallurgy of cast Iron, Nancy, 1994.
- [38] Cornell, H.H.; Loper, C.R.; Pan, E.N.; Ogi, K.: Some Aspects of the Inoculation and Fading of Rare Earth-Treated Compacted/Vermicular Graphite Cast Iron. In: AFS Transaction (1984), Nr. 71, S. 401- 408.
- [39] Loper, C.R.: Foundry Management & Technology, Band 124 (1996) Heft 10, S. 18-20.
- [40] Neumann, F.: „Theorien über das Impfen“, In: Gießerei 83 (1996), Nr. 14, S. 11-15.
- [41] Pelhan, C., Spaic, S., Petkovic, S. und Surina, 1. 1991: „Calcium im Impfmittel FeSi(Ca)“, Gießerei-Praxis Nr. 21, S. 341-347.
- [42] Lux, B. 1962: „Hypothese über die Beeinflussung der Graphitausscheidung bei der eutektischen Erstarrung von grauem Gußeisen durch salzartige Karbide“, Gießerei, Techn.wiss. Beihefte, S. 207-212.
- [43] Lux, B. 1965: „Einfluss des Bariumgehaltes in Ferrosiliciumlegierungen auf das Abklingverhalten der Impfwirkungen im Gusseisen“, Gießerei, Techn.-wiss. Beihefte, S. 47-56.
- [44] Wolters, D. B.: „Wärmebehandlung von Bauteilen aus Gusseisen mit Lamellen- oder Kugelgraphit“; konstruieren + gießen, Heft 1(1989), S. 11-37.

- [45] Wolters, D. B.: „Wärmebehandlung von Bauteilen aus Gusseisen mit Lamellen- oder Kugelgraphit“; konstruieren + gießen, Heft 2 (1996), S. 4-20.
- [46] Herfurth, K.: „Varianten für das Vergüten von Gusseisen mit Kugelgraphit - ein Überblick“, Gießereitechnik, 20. Jahrgang, Heft 5 (1974), S. 155-161.
- [47] Herfurth, K.: „Möglichkeiten und Grenzen bei der Realisierung höherer Festigkeiten bei Gusseisen mit Kugelgraphit durch Wärmebehandlung“, Dissertation, TU Bergakademie Freiberg, (1979), S. 11-19.
- [48] Herfurth, K.: „Wärmebehandlung von Gusseisen mit Kugelgraphit“, VDG-Seminar, Düsseldorf (1995), S. 4-18.
- [49] Dodd, J.: „Zwischenstufenvergütung von Gusseisen mit Kugelgraphit“ Gießerei 65 (1978) Nr. 4, S. 73-80.
- [50] Kovacs, B. V.: „Gefüge und Bezeichnungen von bainitischem Gußeisen mit Kugelgraphit (ADI)“, Gießerei-Praxis (1996), Nr.1-2, S. 32-36.
- [51] Dorazil, E., Münsterova, E.: „Durchvergütbarkeit von legiertem Gußeisen mit Kugelgraphit bei Zwischenstufenvergütung“, Gießerei Forschung 29 (1977), Heft 4, S. 147-151.
- [52] Kaiser, R. W.: „Eigenschaftsoptimierung von ADI durch Squeeze-casting“, VDG-Weiterbildungsseminar, Düsseldorf (2004), S. IV/1-IV/4.
- [53] Moeinipour, K. : „ADI-Kokillenguss - In-situ-Wärmebehandlung“, Interner Bericht, Gießerei-Institut der RWTH Aachen (1996), S.1-20.
- [54] Janovak, J.F., Gundlach, R. B.: „Entwicklung eines für das Zwischenstufenvergüteten geeigneten Gusseisens mit Kugelgraphit“, Gießerei-Praxis, Nr. 19 (1984), S. 317-330.
- [55] Schissler, J.M.; Saverna, J.; Bellocci, R.; Bak, C.: „SG Cast Iron - Influence of Hot Shakeout an the Microstructure obtained through varying Heat Treatments“, in: The Physical Metallurgy of Cast Iron, Herausgeber H. Fredriksson und M. Hillert, Northholland Verlag, 1984, S. 335-344
- [56] Bak, C.; Bellocci, R.: „Energy Savings achieved by hot Shakeout and Heat Treatments of Castings: Application to SG Cast Iron“, In: International Seminar of Energy Conservation in Industry, Vol 3, Applications and Technologies, VDI-Verlag, 1984, S. 144-153
- [57] Wilford, C.F.; Clarkson, L.: „Tbc hot knock-out route to Austempered Ductile Iron Including an Experimental Study of the Resultant Tensile Properties“, The Foundryman, August 1989, S. 364-378.

- [58] Varahram, N.; Yanagisawa, O.: „Properties of austempered ductile iron produced in equipment designed for consecutive in-stream treatment, gravity-die casting, and direct austempering“, *Cast Metals*, Vol. 3, Nr. 3(1990), S. 129-139.
- [59] Magalhaes, A.B. de: „Kokillengießen von Gusseisen“, *Gießerei-Praxis*, Nr. 22 (1986), S. 288-289.
- [60] Moeinipour, K. : „ADI-Kokillenguss mit gekoppelter In-situ-Wärmebehandlung“, Dissertation,, Gießerei-Institut der RWTH Aachen (2000)
- [61] Steller, I.; „Ausferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit“, VDG - Weiterbildungs-Seminar, Düsseldorf (2004), S. I/13
- [62] Internetseite der Firma: „Lost Foam ADI cast iron Synergy“ (2006), <http://www.adisynergy.com/about.htm>.
- [63] Kovacs, B. V.: *World Conference an Austempered Ductile Iron*, Bloomingdale, Chicago, IL/USA, 1991. AFS, 1991.
- [64] Röhrig, K.: „Zwischenstufenvergütetes Gusseisen mit Kugelgraphit“, *Gießerei-Praxis*, (1983) Heft 1/2, S. 1-16.
- [65] Shiokawa, T.: “Improvements of Cooling Techniques for Austempering of Ductile Iron Castings”; Sugiyama Chuzo Co. Ltd., Japan, 1981 (Vortrag, 65th Conf. of Japan Ductile Cast Iron Ass., 16. Okt. 1981).
- [66] Morgan, H. L.: “Introduction to foundry production and control of austempered ductile irons”. *The British Foundryman*, (1987), S. 98-108.
- [67] Anonym: “Tips for Successful ADI Castings”, *Foundry Management & Technology* (1999) Nr. 10, S. 36.
- [68] Artemenko, T. W.; Beljakow, A. I.; Petrow, L. A.: *Litejnoe Proizvodstvo* (1998) Nr. 12, S. 26-28.
- [69] *Ductile Iron Handbook*, AFS 1993
- [70] Minkoff, I.: “The Physical Metallurgy of Cast Iron”, A Wiley-Interscience Publications, 1983.
- [71] Hasse, S.; Pacyna, H.; Döpp, R.: „Beitrag zur Steigerung der mechanischen Eigenschaften von perlitischem Gusseisen mit Kugelgraphit im Gußzustand. Teil 1 „, *Giessereiforschung * Band 47* (1995) Heft 2, Seite 50-64.
- [72] Hasse, S.: “Niedriglegiertes Gusseisen mit Kugelgraphit- ein moderner leistungsfähiger Werkstoff mit großem Eigenschaftspotential“, *Gießerei-Erfahrungsaustausch*, April 1998, S. 139-150.
- [73] Hasse, S.: „Duktiles Gusseisen“, Schiele und Schön Verlag Berlin 1996, S. 135-145.

- [74] Röhrig, K.: Gießerei 51 (1964) Nr.1, S. 33 -39.
- [75] Röhrig, K.; Fairhurst, W.: „Wärmebehandlung von Gusseisen mit Kugelgraphit - ZTU-Schaubilder“, Gießerei-Verlag GmbH-Düsseldorf 1979.
- [76] Shea, MM: AFS Transactions 86 (1978), S.7-12.
- [77] Mayer, H. U.; Hämmerli, F.: „Herstellung von hochwertigem Gusseisen mit Kugelgraphit: Erfahrungen und Erkenntnisse“. Technische Rundschau Sulzer 1/1972.
- [78] Dorazil, E.: “High Strength Austempered Ductile Cast Iron”, Publishing House of the Czechoslovak Academy of Science. Prague, 1991.
- [79] Cox, G.J.: British Foundryman, (1982), vol. 75, S. 1-7.
- [80] Lee, S.C. ; Lee, C.C.: AFS Transactions, (1988),vol. 145, S. 827-838.
- [81] Röhrig, K.; Gerlach, H. G.; Nickel, O.: „Legiertes Gusseisen“ Teil 2, Gießerei-Verlag Düsseldorf 1974.
- [82] Münsterova, E.; Dorazil, E.: „ Vortrage der Konverenz Metallische Werkstoffe und ihre Wärmebehandlung,, Karlovy Vary (1973), S. 38-42.
- [83] Kovacs, B. V.: “Alloying elements and hegt treatment of ADI”. In: 2n1Intern. ADI-Seminar, 1.-3. Juni 1994, Helsinki University of Technology, Otaniemi, SE Votr. 2. S. 1-12.
- [84] Murray, W. G.: Foundry Trade Jornal 124 (1968), S. 310-313.
- [85] Hoover, H. W.: „ Literaturuebersicht ueber entarteten Graphit in dickwandigen Gussstuecken aus Gusseisen mit Kugelgraphit “, Giesserei-Prax., 90. AFS annual meeting * Band 7 (1987) Apr, Seite 87-94.
- [86] Wolters, D. B.: „Wärmebehandlung von Gusseisenwerkstoffen“. Zentrale für Gussverwendung, Düsseldorf.
- [87] Weis, W.: Einflüsse chemischer Elemente auf Gefüge und mechanische Eigenschaften von ferritischem Gusseisen mit Kugelgraphit. Gießerei-Forschung 35 (1983), Heft 1, S. 1-13.
- [88] Deutsches Roheisen: „Einfluss des Siliziumgehaltes auf die Eigenschaften von Gusseisen mit Kugelgraphit“. No. 1431/85, Düsseldorf, 1985.
- [89] Wolfensberger, S.: „Bruchzähigkeit von Gusseisen“. Dissertation, ,STH Zürich, 1986.
- [90] Mi, Y.: Scripta Metallurgica et, vol. 32, No. 9, S. 1313-1317, 1995.
- [91] Kassem, A.: Dissertation, Technical University of Zagazig, Egypt, 1993.
- [92] Takahashi, T.; Tada, S.: Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 27 A, S.1589-1598, June 1996.

- [93] Uzlov, K. I.: Metallurgiceskaja i Gornorudnaja Promyslennost, Nr. 2 (1998), S. 61-63.
- [94] Mayer, H.: Technische Rundschau Sulzer 47 (1965) Nr. 3, S. 157-168.
- [95] Röhrig, K., Fairhurst, W.: „Wärmebehandlung von Gusseisen mit Kugelgraphit - ZTU-Schaubilder“, VDG-Taschenbuch 6, Gießerei-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1979.
- [96] Dodd, J.: “ Zwischenstufenvergütung von Gusseisen mit Kugelgraphit “ Gießerei 65 (1978) Nr. 4, S. 73 – 80.
- [97] Reynolds, C. C.: ASF Transactions 63 (1965), S. 116-120.
- [98] Hayrynen, K. L.: “The Production of Austempered Ductile Iron (ADI)”, World Conference on ADI (2002).
- [99] [9] Ductile Iron Handbook, AFS 1993.
- [100] Venugopalan, D.; Alagarsamy, A. : AFS Transactions, vol. 122 (1990), S. 395-400.
- [101] Locaza, J.; Boudot, A.; Santos, H.: “The role of manganese and copper in the eutectoid transformation of spheroidal graphite cast iron”, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 28 A (1997), S. 2015-2025.
- [102] Mi, Y.: Scripta Metallurgica, vol. 32, No. 9 (1995), S. 1313-1317.
- [103] Dorazil, E.; Bartta, B.; Huvar, A.: AFS International Cast Metals, S. 52-62, June 1982.
- [104] Bradley, W.L.; Srinivasan, M.N.: „Fracture and fracture toughness of cast irons“. International Materials Reviews, Vol. 35, No. 3, 1990, S. 129-161.
- [105] Wolfensberger, S.: „ Bruchzähigkeit von Gusseisen“. Dissertation, STH Zürich, 1986.
- [106] Neumeier, L. A.; Betts, B. A.: „Zinn, Kupfer und andere Beimengungen im Gusseisen mit Kugelgraphit“. Gießerei-Praxis, Nr. 15-16, (1977), S. 223-240.
- [107] Boeri, R.; Weinberg, F.: AFS Transactions, vol. 106, pp 179-184, 1989.
- [108] Roula, A.; Kosnikov, G. A.: ” Veränderungen von Form und Oberfläche der Graphitausscheidung in Gusseisen mit Kugel- bzw. Vermiculargraphit ”, Hommes et Foundrie (2003) Nr. 330, S. 15- 19.
- [109] Hemptenmacher, J.: „Mechanische Eigenschaften und Qualitätssicherung bei der Herstellung von Gusseisen mit Kugelgraphit für schwere Transport- und Lagerbehälter“. Amts- und Mitteilungsblatt der BAM 14, 1984, Nr. 3, S. 224-230.

- [110] Motz, J. M.; Orths, K.: „Der Einfluss von Begleitelementen auf Gefüge und Eigenschaften von Gussstücken aus Gusseisen mit Kugelgraphit nach Abguss in Sand- und Kokillenformen“. Gießerei-Forschung 19, 1967, Heft 3, S. 1-16.
- [111] Janowak, J. F.; Morton, P.A.: AFS Transactions, vol. 120, S. 489-498, 1984.
- [112] Shea, M. M.; Ryntz, E. F. : AFS Transactions, vol. 125, S. 683-688, 1986.
- [113] Gagne, M.: “The Combined Effect of Manganese and Chromium on the Microstructure of Ductile Iron Castings”. AFS-Transactions, 1984, S. 387-393.
- [114] Röhrig, K.: „Herstellung von ADI-Manganseigerungen als eine häufige Fehlerursache“. Taschenbuch der Gießerei-Praxis, (2000),S. 519-529.
- [115] Herfurth, K.: „Austenitisch-ferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit Teil 2: Unvollständige isothermische Austenitumwandlung“. In: GIESSEREI-PRAXIS 4(2003), S. 137-144.
- [116] Irving, R. R.: “Things are Happening in Gray and Ductile Iron”. Iron Age Met. Prod., November 1, 1985, S. 59-66.
- [117] Neumeier, L. A.; Betts, B.A.: „Zinn, Kupfer und andere Beimengungen im Gusseisen mit Kugelgraphit“. Gießerei-Praxis, Nr. 15-16, (1977), S. 223-240.
- [118] Brewster, D.W. ; Flotz, J.E.; Hennig, W.A.: AFS Transactions, vol. 59, S. 79-84, 1989.
- [119] Elliott, R.: “Cast Iron Technology”, Butterworths & Co.(publishers) Ltd., 1988.
- [120] Nehtelberger, E.; Pühr, H.; Nesselrode, J.B.; Nakayasu, A.: Stand der Entwicklung von Gusseisen mit Vermiculargraphit - Herstellung, Eigenschaften und Anwendung. In: Gießerei-Praxis (1982), Nr.22, S. 359 – 393.
- [121] Cornell, H.H.; Loper, C.R.: Variables Involved in the Production of Compacted Graphite Cast Iron Using Rare Earth-Containing Alloys. In: AFS Transaction (1985), Nr. 70, S. 435 – 442.
- [122] Wallace, J. F.: ” Effects of Minor Elements on the Structure of Cast Irons”. AFS Transactions, 1975, S. 363-378.
- [123] Wolfensberger, S.: „Bruchzähigkeit von Gusseisen. Dissertation“ ,STH Zürich, 1986.
- [124] Mayer, H.: „Dickwandige Guss-Stücke aus Gusseisen mit Kugelgraphit“. Gießerei 60, 1973, Nr. 7, S. 175-177.
- [125] Zhou, J.; Schmitz, W.; Engler, S.: „Untersuchung der Gefügebildung von Gusseisen mit Kugelgraphit bei langsamer Erstarrung“. Gießerei-Forschung 39, 1987, Heft 2, S. 55-70.

- [126] Latona, M. C.; Kwon, H. W.; Wallace, J. F.; Voss, J. D.: "Factors Influencing Dross Formation in Ductile Iron Castings". AFS Transactions, 1984, S. 881-906.
- [127] BCIRA Broadsheet 50: Lead contamination of cast iron. BCIRA, Alvechurch, Birmingham, 1986.
- [128] Goryany, V.; Hartmann, D.; Hofmann, E.; Mauk, P. J.: „Einfluss der Abkühlbedingungen auf die Gefügeausbildung bei der Wärmebehandlung von dickwandigen Bauteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit“. Gießerei-Forschung 56 (2004) Nr. 2, S. 66.
- [129] Dorazil, E. ; Barta, B., Münstrova, E.: „Mechanische Eigenschaften von zwischenstufenvergütetem unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit“; Gießereitechnik (1973), 19 Jahrgang Heft 3, S.79-83
- [130] Herfurth, K.: Austenitisch-ferritisches Gusseisen mit Kugelgraphit Teil 1: Austenitisierung. GIESSEREI-PRAXIS (2003) Heft 3, S. 99-106.
- [131] Ikhlef, A.; Barreau, G.; Cizeron, G.; Gueret G.: „Evolutions structurales de fontes G.S. au cours des differents types de traitements thermiques “. Hommes et Fonderie, (1982) Heft 121, S. 9-22.
- [132] Guhl, A.: Gießereitechnik 2 (1956) 2, S. 33-37.
- [133] Dorazil, E.; Kraus, V.: Slevarenstvi (1971) 12, S. 503-506.
- [134] Motz, J.: „ Die Kohlenstoffauflösung im Austenit von Gusseisenlegierungen und ihre Bedeutung für die Wärmebehandlung“, Gießerei – Technisch - wissenschaftliche Beihefte; 9 - Nr. 18 (1957).; S. 943 - 953;
- [135] Kleine, A.: "Innovative Konzepte im Motorenbau mit Gusseisenwerkstoffen“, Shaker-Verlag. Gießerei-Institut der Rwth Aachen: Forschung, Entwicklung, Ergebnisse * Band 34 (2002), S. 82-94.
- [136] Grech, M.; Bowen, P.; Young, J.M.: „Effect of Austempering Temperature on the Fracture Toughness and Tensile Properties of an ADI alloyed with Copper and Nickel", " , World Conference on Austempered Ductile Iron (1991), March 12-14, 1991, Bloomington (Chicago), IL, S. 346-349.
- [137] Keough, J.R.: „The Development, Processing and Application of Austempered Ductile Iron", World Conference on Austempered Ductile Iron (1991), March 12-14, 1991, Bloomington (Chicago), IL, S. 643-646.
- [138] Rundmann, K.B.: „Austempered Ductile Iron - Mikrostructure and Mechanical Properties" International ADI and Simulation Conference, May 28-30, 1997, Vortrag 1, S.7.

- [139] Röhrig, K.: „Zwischenvergütetes Gusseisen mit Kugelgraphit“, Gießerei-Rundschau 30 (4), S. 1-7.
- [140] Schram, A.; Draugelates, U.; Krause, K. F.: „Einfluss spanender Fertigungsbedingungen auf die Oberflächenstruktur von bainitischem Gusseisen mit Kugelgraphit“, konstruieren + gießen 20 (1995) Nr. 4, S. 5.
- [141] Dorazil, E.: “High Strength Austempered Ductile Cast Iron”, Publishing House of the Czechoslovak Academy of Science. Prague, 1991.
- [142] Schissler, J.M.; Liu, Y.C.; Chobaut, J.P.; Brenot, P.: „Upper Bainitic Heat Treatment of Manganese, Nickel and Copper alloyed S.G.Cast Iron“, World Conference on Austempered Ductile Iron (1991), March 12-14, 1991, Bloomingdale (Chicago), IL, S. 426.
- [143] Sakhartschenko, E. W.; Livtotschnko, J. N.; Gorenko, W. G., u. a.: „Gussstücke aus Gusseisen mit Kugel- und Vermikulargraphit“. Naukova Dumka, Kiew. 1986. S. 248.
- [144] European standard for Austempered ductile cast irons: EN 1564:1197. S. 16.
- [145] Röhrig, K.: „Fehlermöglichkeiten bei der Erzeugung von ADI“. Gießerei-Praxis (2001) Nr. 4, S. 153-162.
- [146] Dorazil, E; Podrabsky, T; Svejcar, J.: „Gefügehomoogenität von niedriglegiertem zwischenstufenvergüteten Gusseisen mit Kugelgraphit“, Gießerei-Praxis, Nr. 3/4 (1987), S. 23-33.
- [147] Schissler, J. M., Saverna, J.: „Segregation Effects on the formation of austempered Ductile Iron“, 1. International Conference on Austempered Ductile, Chicago, IL, USA, 1984, S. 71-82. Herb. ASM, 1984.
- [148] Riposan, J.; Chisamera, M.: „Einfluss der Graphitbildung bei bainitischem Gusseisen mit Kugelgraphit“, Gießerei-Praxis, Nr. 12 (1990), S. 192-196.
- [149] Janowak, J. F.; Morton, P.A.: „Hinweise zu den durch Zwischenstufenvergüten möglichen mechanischen Eigenschaften eines mit 1,5% Ni und 0,3% Mo legierten Gusseisens mit Kugelgraphit“. Gießerei-Praxis, Nr. 20 (1985), S. 291-308.
- [150] Coopert, G.; Roebuck, A.; Bayati, H., u. a.: “The influence of nodule count on the austempering kinetics of Mn-Cu ductile iron” International Journal of Cast Metals Research, Band 11 (1998) Heft 4, S. 227-235.
- [151] Liu, J.; Elliott, R.: „ The influence of cast structure on the austempering of ductile iron. Part 3. The role of nodule count on the kinetics, microstructure and mechanical properties of austempered Mn alloyed ductile iron“. International Journal of Cast Metals Research 12 (1999) S. 189-195.

- [152] Hasse, S.: „Bainitisches Gußeisen mit Kugelgraphit - Ein Werkstoff mit optimalen Eigenschaftskombinationen“, Gießerei-Praxis (1997), Nr. 7/8, S. 152-160
- [153] Schmid, W.: „Gefahren beim Betrieb von ausgewählten Abschreckbädern in der Härterei“, Süddeutsche Metall-Berufsgenossenschaft, Technischer Aufsichtsdienst-Stuttgart Juli 2001- <http://www.bgm-s.de/downloads/Abschreckmedien.pdf>
- [154] Rimmer, A.: „Austempered Ductile Iron (ADI)- Entwicklung und Ausblick-Past, Present and Future“ ADI-Seminar, VDG-Weiterbildung, Düsseldorf 09. 2004.
- [155] ISO 17804:2005: „Founding - Ausferritic spheroidal graphite cast irons - Classification“, British Standards Institution, 25.01.2006.
- [156] EN 1564:1997 + A1:2006: „Bainitisches Gusseisen“; Beuth Verlag GmbH, März 2006.
- [157] Das amerikanische Standard ASTM A 897-90.
- [158] Day, S.; Röhrig, K.: „ADI - Ein hochwertiger, aber auch anspruchsvoller Guss-eisenwerkstoff“. Konstruieren + giessen 24 (1999), Nr. 4, S. 17 - 26.
- [159] Kaufmann, H.: „Schwingfestigkeit von Schmiedestahl und höherfesten Eisen-Graphit-Gusswerkstoffen im gekerbten Zustand“. Technische Mitteilung 110/95 des Fraunhofer-Instituts für Betriebsfestigkeit (LBF), Darmstadt.
- [160] Bauer, W.: „Biegewechselverhalten von Gusseisen mit Kugelgraphit mit der Gusshaut, Gefüge- versus Gütemerkmale“. Konstruieren + giessen 29 (2004), Nr. 4.
- [161] Hasse, S.: Duktiles Gusseisen. Handbuch für Gusserzeuger und Gussverwen-der. Schiele & Schön, Berlin. 1996. S. 186-188.
- [162] Croker, M., Day, S., Röhrig, K., Seidl, J.: „ADI-neue Anwendungen durch Pro-zeßoptimierung“, in: VDI-Berichte 1324, (1997), Fortschritt mit Gusskonstruk-tionen 97, S. 91-108
- [163] Kikkert, J.: „Design Data of Austempered Ductile Iron.“, ADI Promotional Con-ference success, Foundry Trade Journal, 10 (2002).
- [164] Harynen, K. L.: „ADI: Another Avenue for Ductile Iron Foundries“, Modern Cast-ing, August (1995), S. 35-37
- [165] Schütt, K. H.: „Richtlinien für die Entwicklung und Herstellung von Bauteilen aus ADI-Gusseisen“, Gießerei-Erfahrungsaustausch, (1997), Nr. 5, S. 167-174
- [166] Krishnaraj, D.; Murthy, V. S. R.; Seshan, S.: „Studies on thin sectioned bainitic ductile irons“, The Foundryman * Band 80 (1987) Heft 6, Seite 295-300.

- [167] Wittwer, Rechsteiner; „ADI - Ein moderner Werkstoff mit vielfältigem Potential“, Gießerei-Erfahrungsaustausch; 50 - Heft 4 (2006).; S. 42-47.
- [168] Harris, D. A.; Maitland, R. J.: Iron and Steel Okt. (1970), S. 325-328.
- [169] Dorazil, E.; Kraus, V.: Slevarenstvi (1971) 12, S. 503-506.
- [170] Bösch, R.: „Schwingfestigkeitsverhalten von randschichtgehärtetem bainitisch-austenitischen Gusseisen mit Kugelgraphit“, Fortschr.-Berichte VDI Reihe 18 Nr. 168, Düsseldorf, VDI-Verlag 1995, S. 2-3.
- [171] Stuhlmann, W.: „Die Aussage der Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder für den HärtereilIngenieur“. HTM 6 (1954), S. 31.
- [172] Pickering, F.B.: “Physical metallurgical development of stainless steels”, Proc. Conf. Stainless Steels 84, Gothenburg, 1984, S.2-28.
- [173] http://www.helmut-fischer.com/globalfiles/DE_Ferit_MP30E_%200605_DE.pdf
- [174] Kneller, E.: “ Ferromagnetismus”, Springer-Verlag, Berlin, 1962.

Anhang

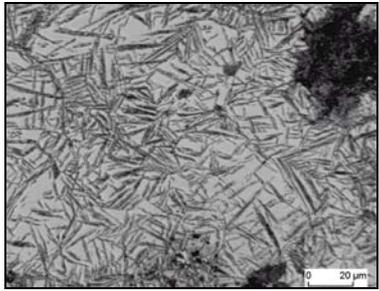
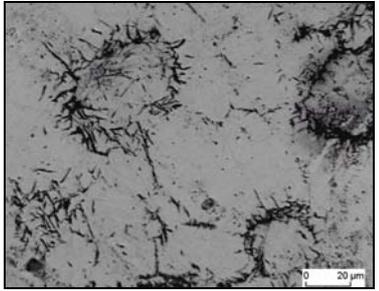
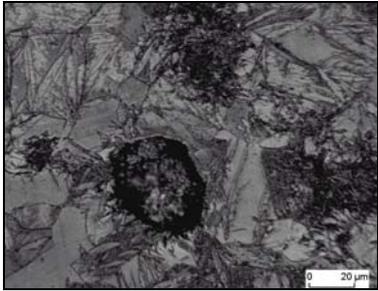
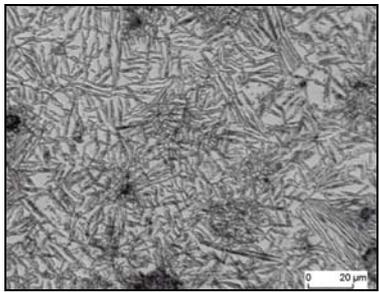
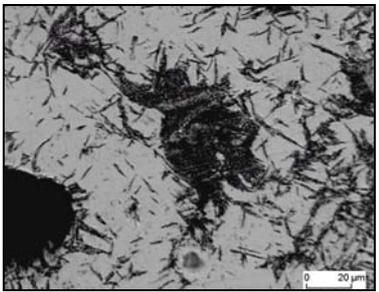
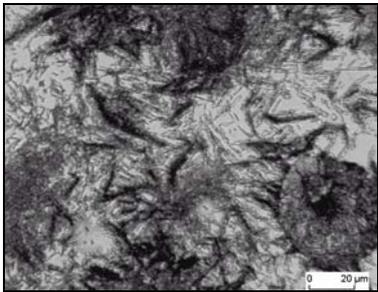
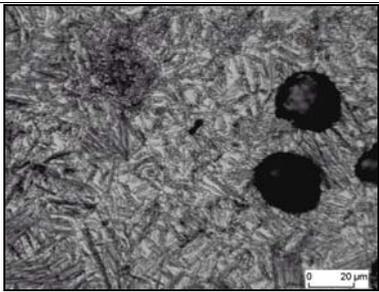
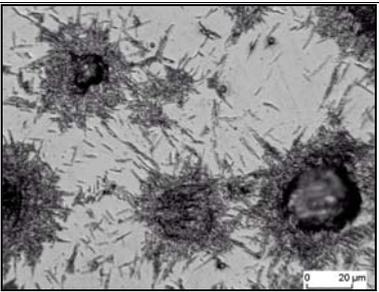
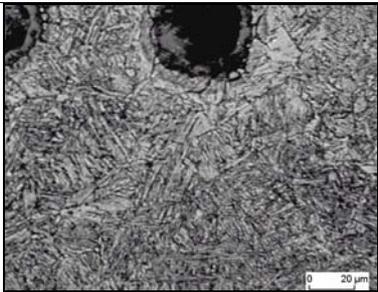
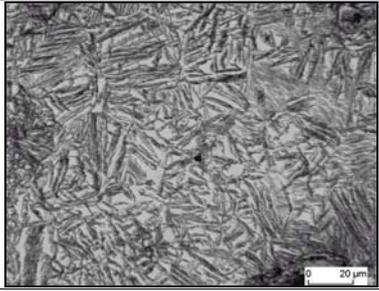
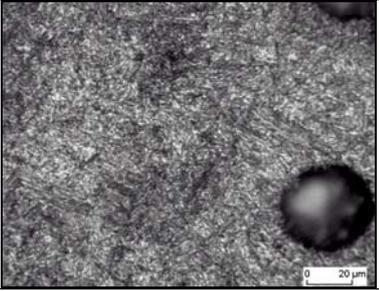
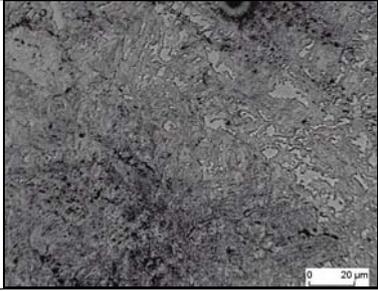
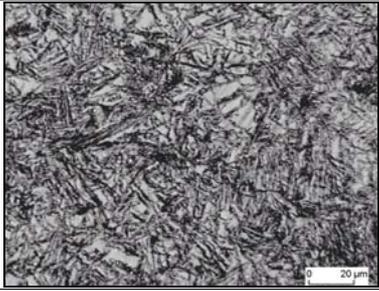
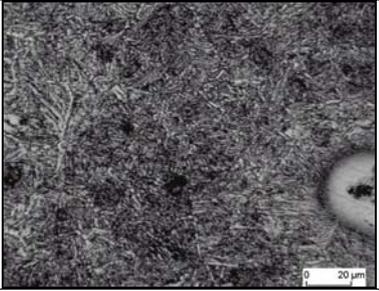
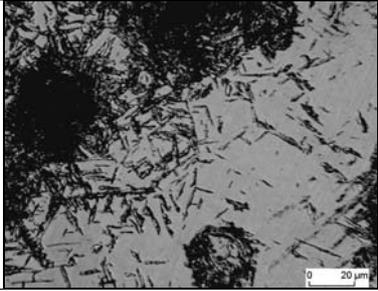
8. Anhang



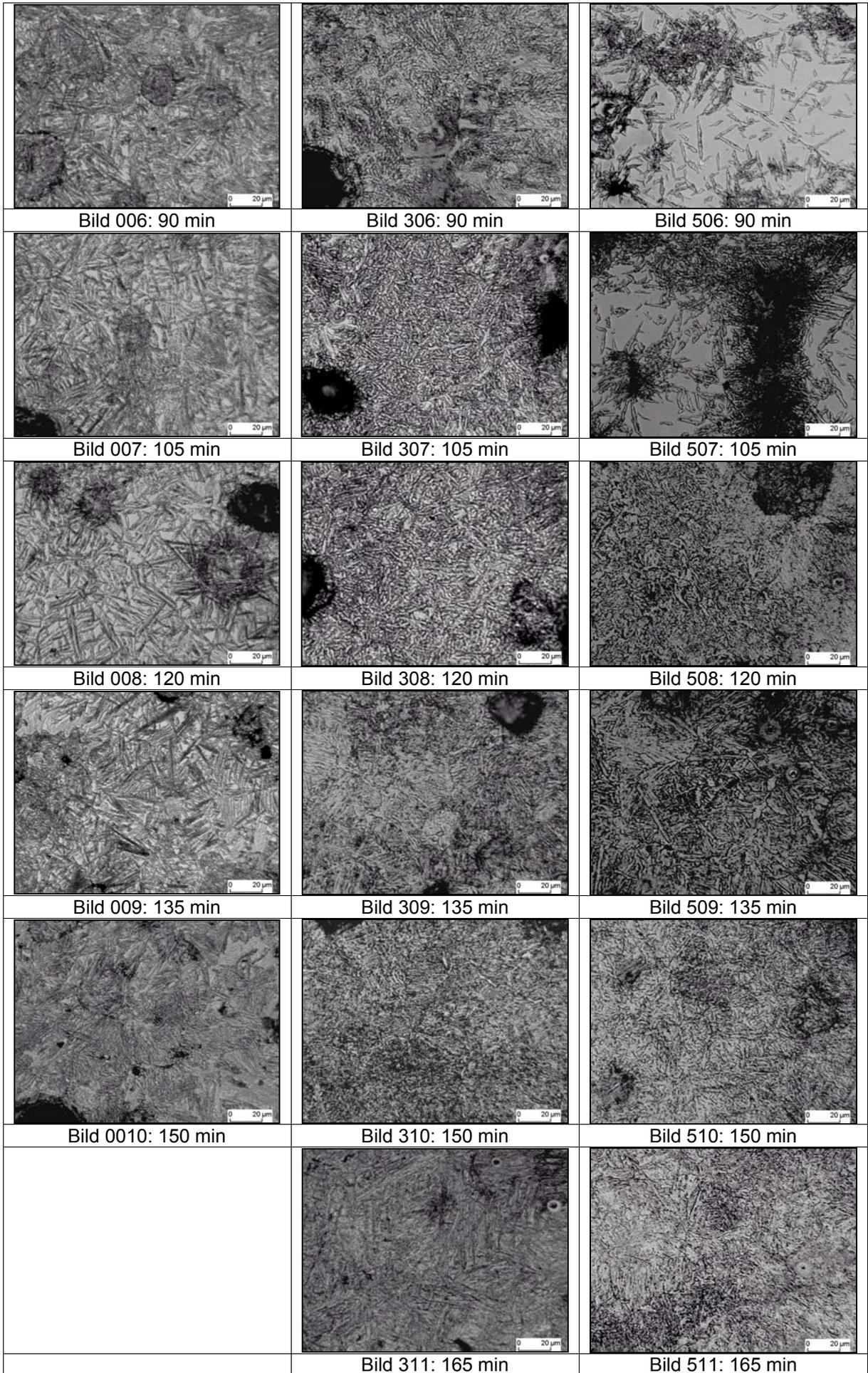
Anhang A

Metallographische Gefügebilder nach der alternativen Wärmebehandlung

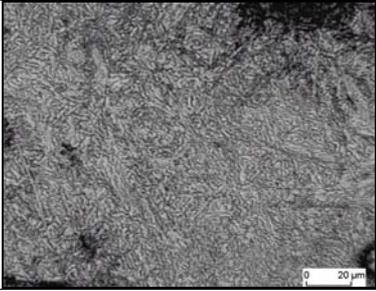
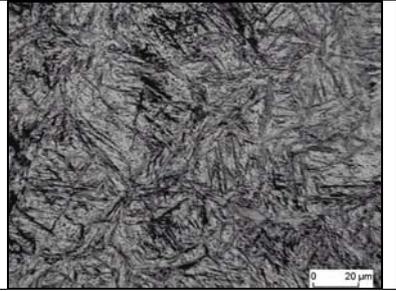
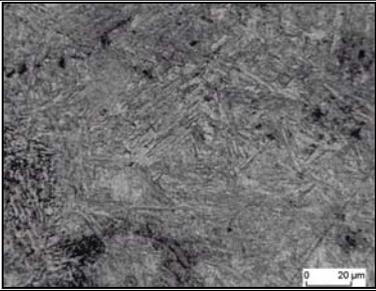
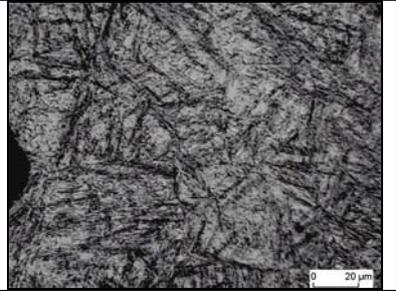
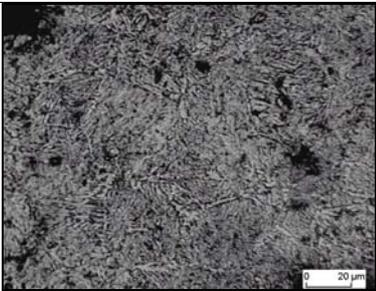
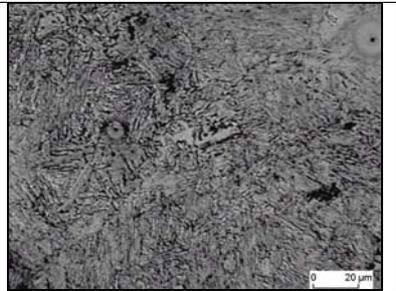
2h bei $T_A=1080\text{ °C}$ austenitisieren → partielle Wasserabschreckung → bei 380 °C austempern

Legierung I	Legierung II	Legierung III
		
Bild 001: 15 min	Bild 301: 15 min	Bild 501: 15 min
		
Bild 002: 30 min	Bild 302: 30 min	Bild 502: 30 min
		
Bild 003: 45 min	Bild 303: 45 min	Bild 503: 45 min
		
Bild 004: 60 min	Bild 304: 60 min	Bild 504: 60 min
		
Bild 005: 75 min	Bild 305: 75 min	Bild 505: 75 min

Anhang A

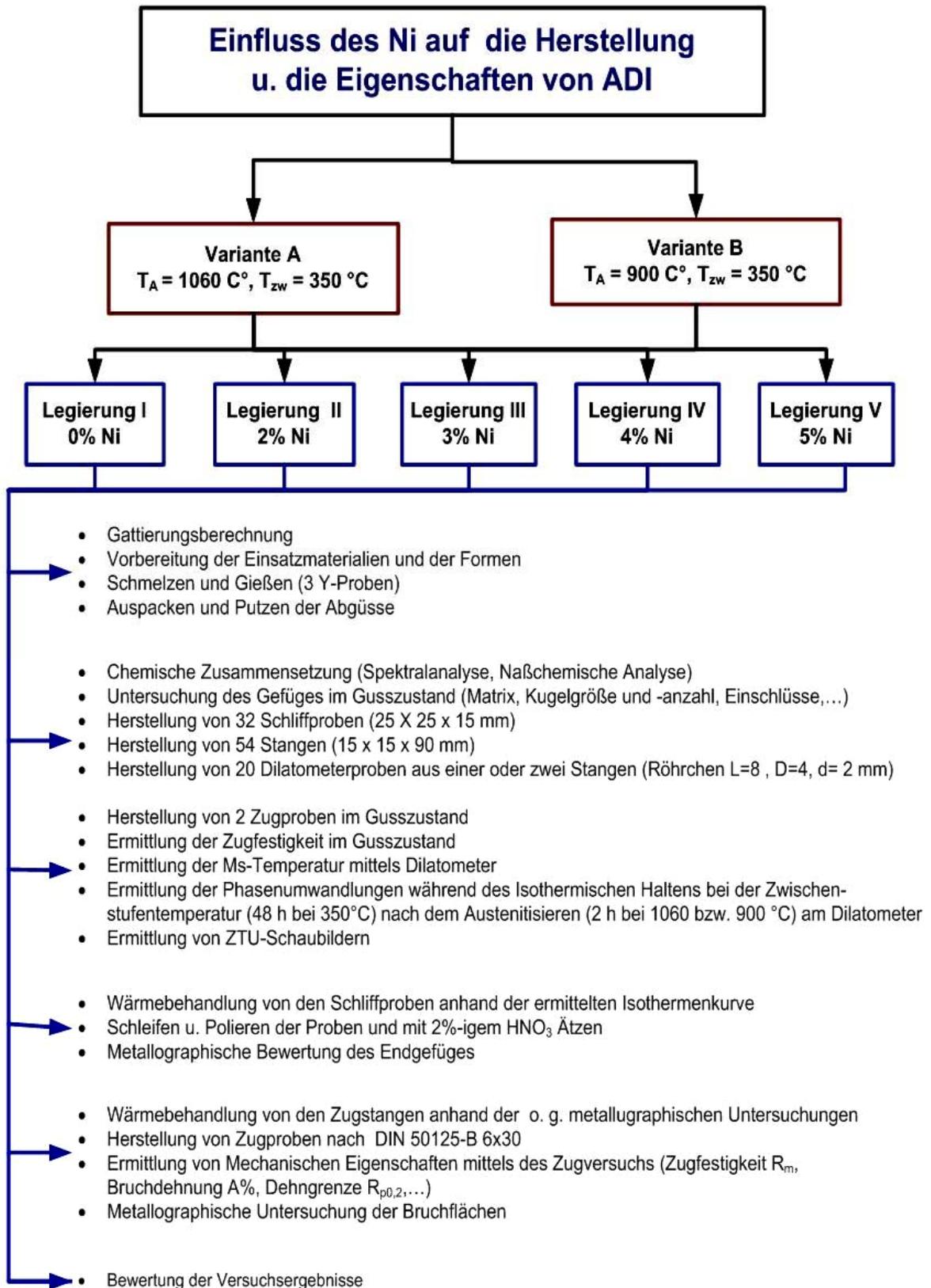


Anhang A

	 Micrograph showing a dense, fibrous structure with a scale bar of 20 µm.	 Micrograph showing a dense, fibrous structure with a scale bar of 20 µm.
	Bild 312: 180 min	Bild 512: 180 min
	 Micrograph showing a dense, fibrous structure with a scale bar of 20 µm.	 Micrograph showing a dense, fibrous structure with a scale bar of 20 µm.
	Bild 313: 195 min	Bild 513: 195 min
	 Micrograph showing a dense, fibrous structure with a scale bar of 20 µm.	 Micrograph showing a dense, fibrous structure with a scale bar of 20 µm.
	Bild 314: 210 min	Bild 514: 210 min

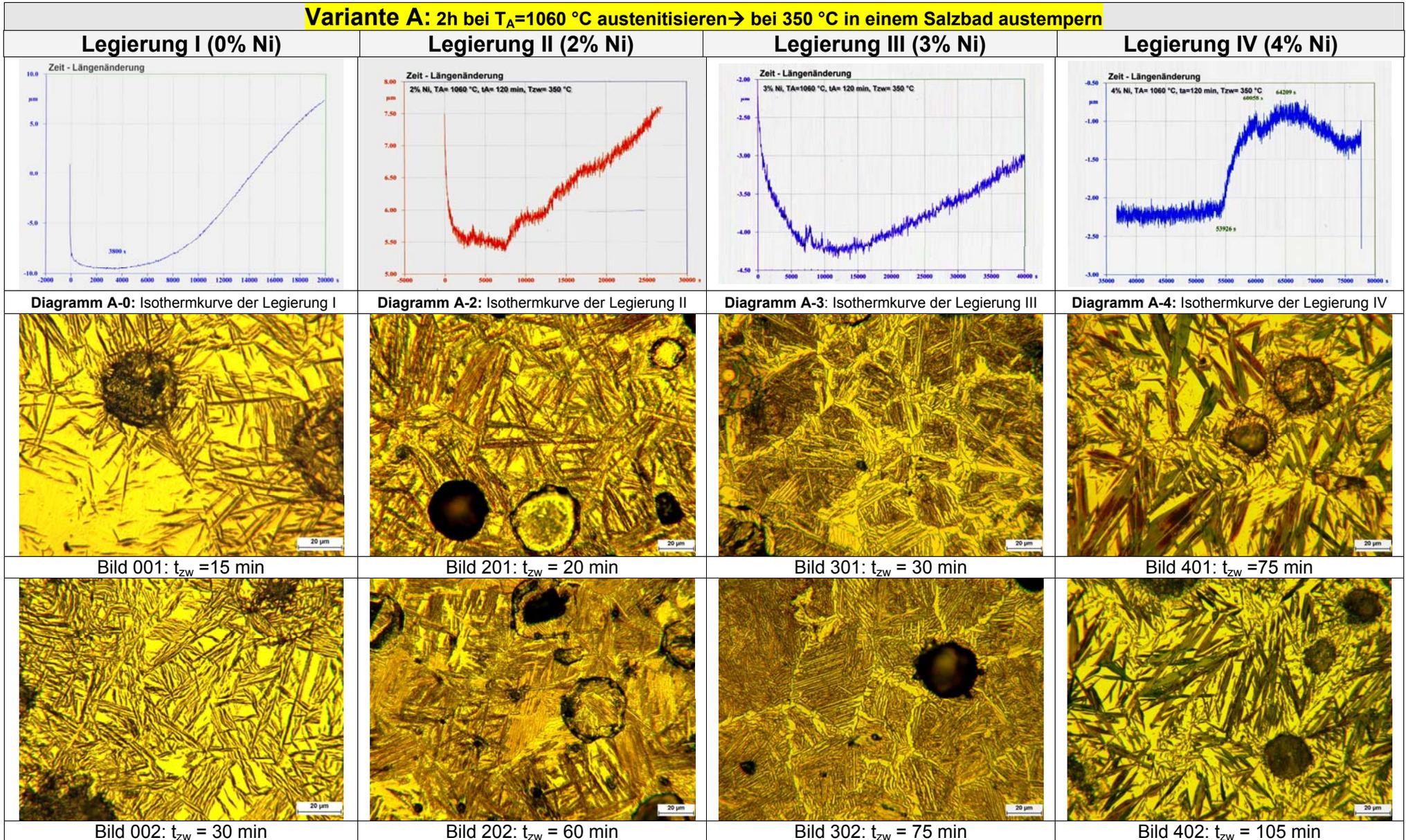
Anhang B1

Ablauf der Arbeiten in der zweiten Versuchsreihe



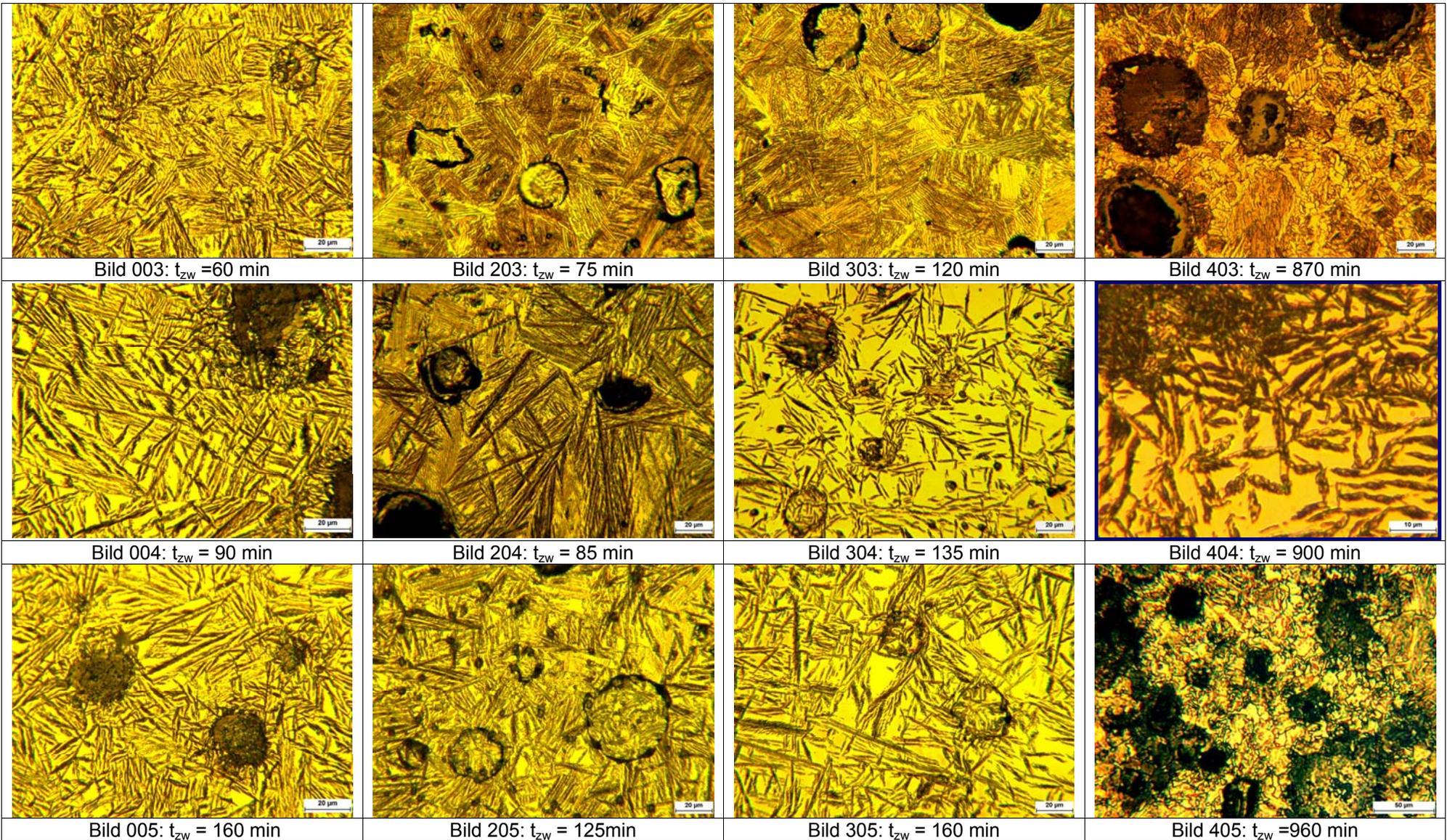
Anhang B2

Anhang B2: Gefügebilder der Schliffproben der Variante A (1060°C) nach dem Austempnern im Salzbad, mit 2%er Nital geätzt



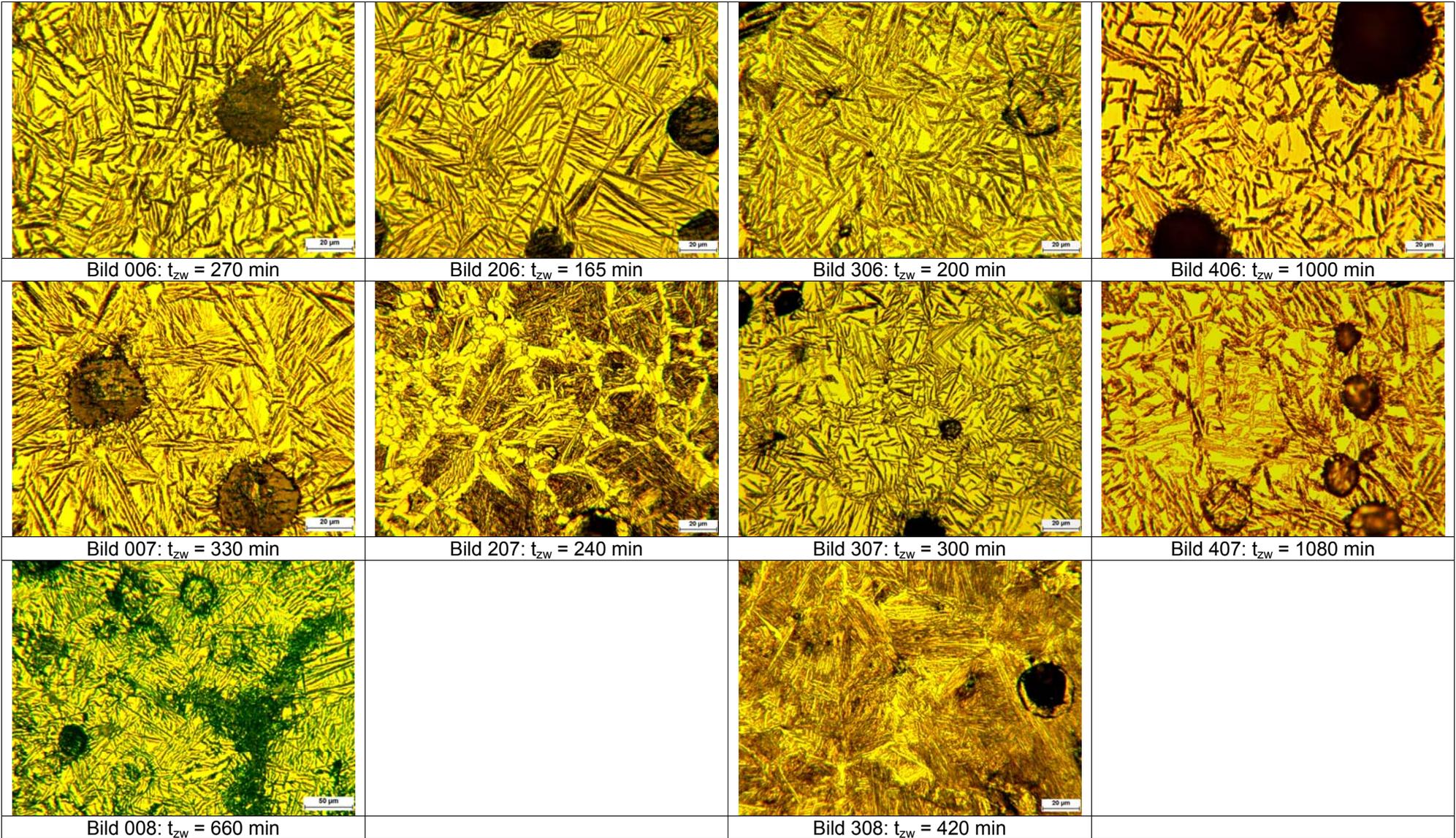
Anhang B2

Fortsetzung des Anhangs B2



Anhang B2

Fortsetzung des Anhangs B2



Anhang B3

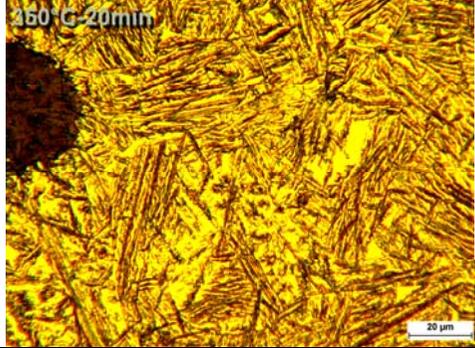
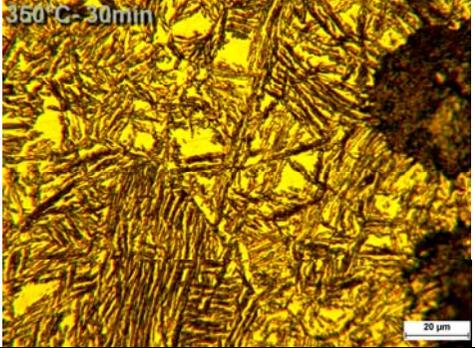
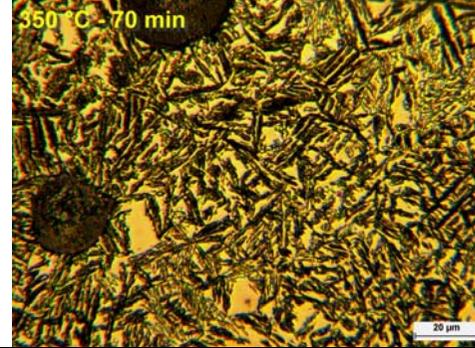
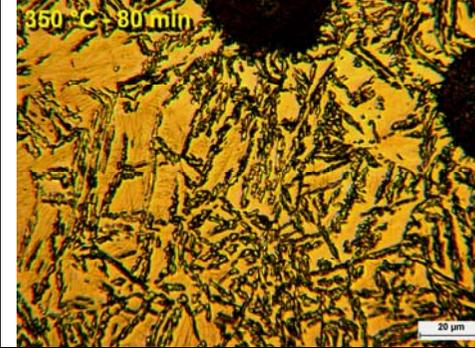
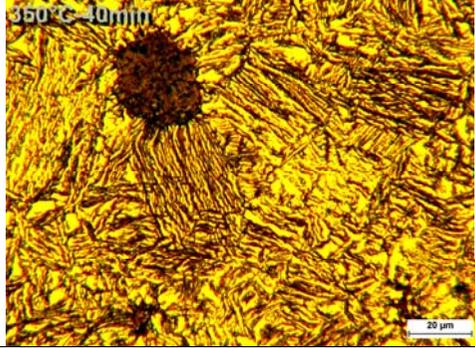
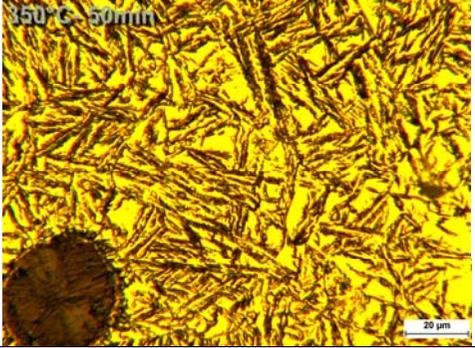
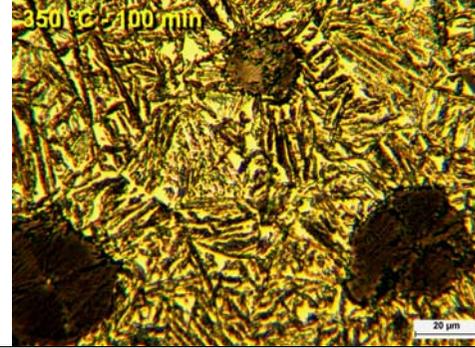
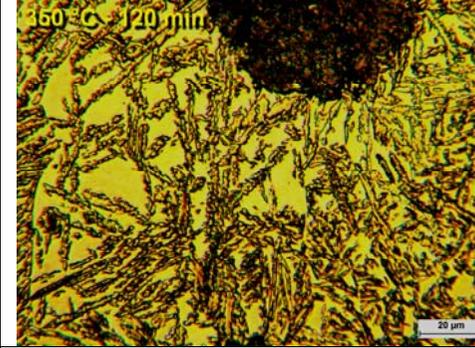
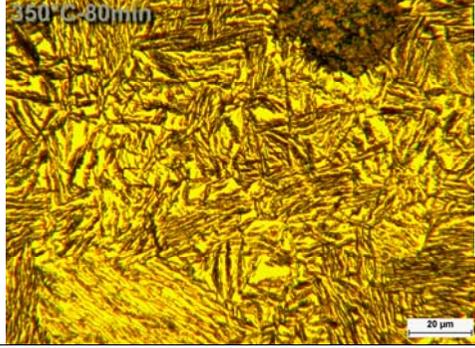
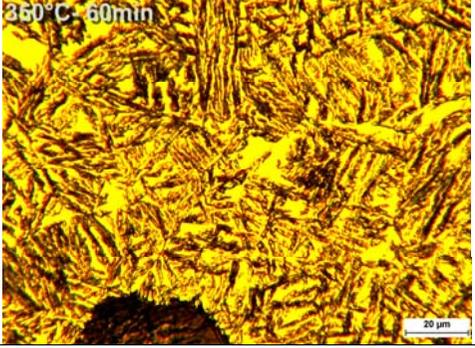
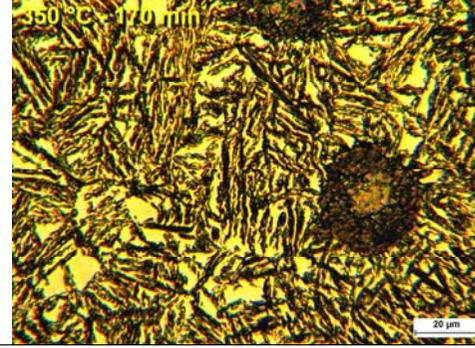
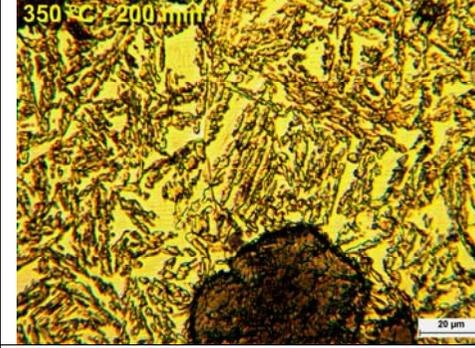
Anhang B3: Gefügebilder der Schliffproben der Variante B (900°C) nach dem Austempnern im Salzbad, geätzt mit 2%er Nital

Variante B: 2h bei $T_A=900\text{ °C}$ austenisieren → bei 350 °C in einem Salzbad austempnern

Legierung I (0% Ni)	Legierung II (2% Ni)	Legierung III (3% Ni)	Legierung IV (4% Ni)
<p>Zeit - Längenänderung 900°C 2h 350°C isotherm halten</p> <p>Versuch : M270900-327 [18.02.06] L0 : 8,04 mm Material : Glas 0% Ni Durchm. : 4x2 mm</p>	<p>Zeit - Längenänderung 900°C 2h 350°C isotherm halten</p> <p>Versuch : M270900-327 [18.02.06] L0 : 8,05 mm Material : Glas 2% Ni Durchm. : 4x2 mm</p>	<p>Zeit - Längenänderung 900°C 2h 350°C isotherm halten</p> <p>Versuch : M270900-327 [18.02.06] L0 : 8,04 mm Material : Glas 3% Ni Durchm. : 4x2 mm</p>	<p>Zeit - Längenänderung 900°C 2h 350°C isotherm halten</p> <p>Versuch : M270900-327 [18.02.06] L0 : 8,00 mm Material : Glas 4% Ni Durchm. : 4x2 mm</p>
Diagramm B-0: Isothermkurve der Legierung I	Diagramm B-2: Isothermkurve der Legierung II	Diagramm B-3: Isothermkurve der Legierung III	Diagramm B-4: Isothermkurve der Legierung IV
	<p>350°C - 5 min</p>	<p>350°C - 5 min</p>	<p>350°C - 5 min</p>
Bild 001: $t_{ZW} = 5\text{ min}$	Bild 201: $t_{ZW} = 5\text{ min}$	Bild 301: $t_{ZW} = 5\text{ min}$	Bild 401: $t_{ZW} = 5\text{ min}$
<p>350°C - 10 min</p>	<p>350°C - 15 min</p>	<p>350°C - 40 min</p>	<p>350°C - 40 min</p>
Bild 002: $t_{ZW} = 10\text{ min}$	Bild 202: $t_{ZW} = 15\text{ min}$	Bild 302: $t_{ZW} = 40\text{ min}$	Bild 402: $t_{ZW} = 40\text{ min}$

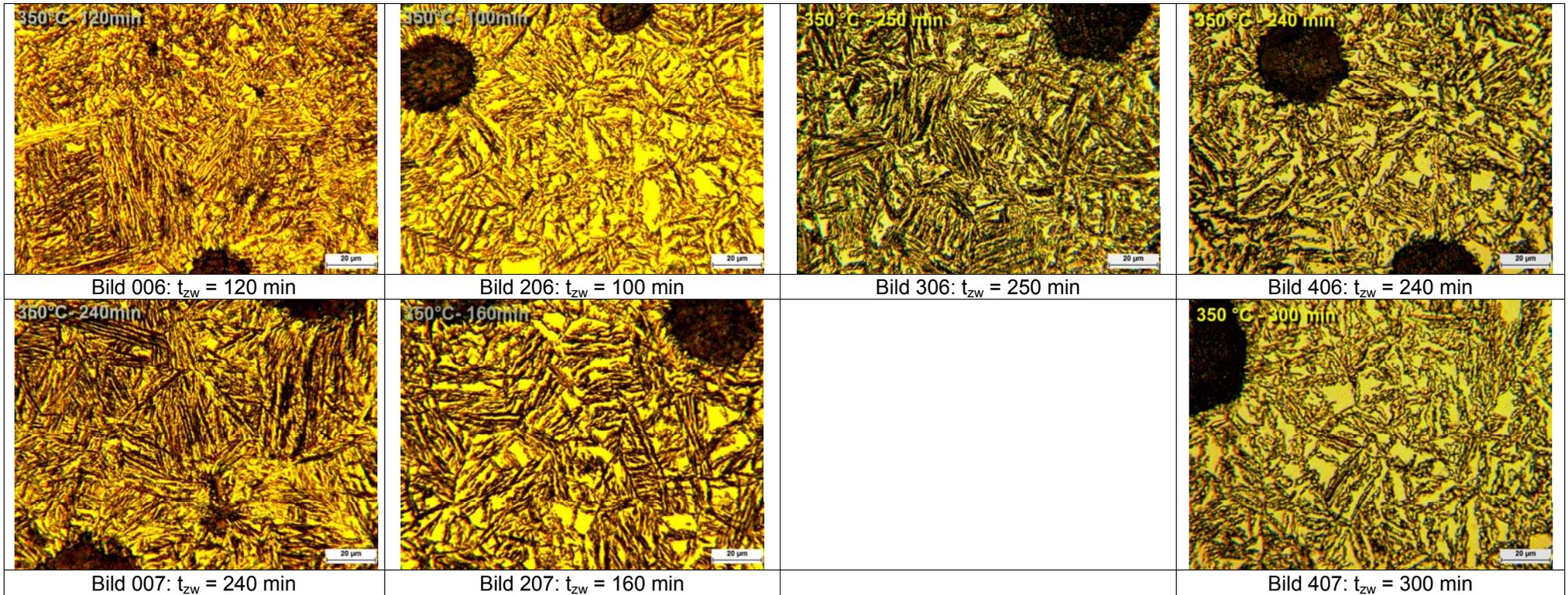
Anhang B3

Fortsetzung des Anhangs B3

 <p>Bild 003: $t_{ZW} = 20 \text{ min}$</p>	 <p>Bild 203: $t_{ZW} = 30 \text{ min}$</p>	 <p>Bild 303: $t_{ZW} = 70 \text{ min}$</p>	 <p>Bild 403: $t_{ZW} = 80 \text{ min}$</p>
 <p>Bild 004: $t_{ZW} = 40 \text{ min}$</p>	 <p>Bild 204: $t_{ZW} = 50 \text{ min}$</p>	 <p>Bild 304: $t_{ZW} = 100 \text{ min}$</p>	 <p>Bild 404: $t_{ZW} = 120 \text{ min}$</p>
 <p>Bild 005: $t_{ZW} = 80 \text{ min}$</p>	 <p>Bild 205: $t_{ZW} = 60 \text{ min}$</p>	 <p>Bild 305: $t_{ZW} = 170 \text{ min}$</p>	 <p>Bild 405: $t_{ZW} = 200 \text{ min}$</p>

Anhang B3

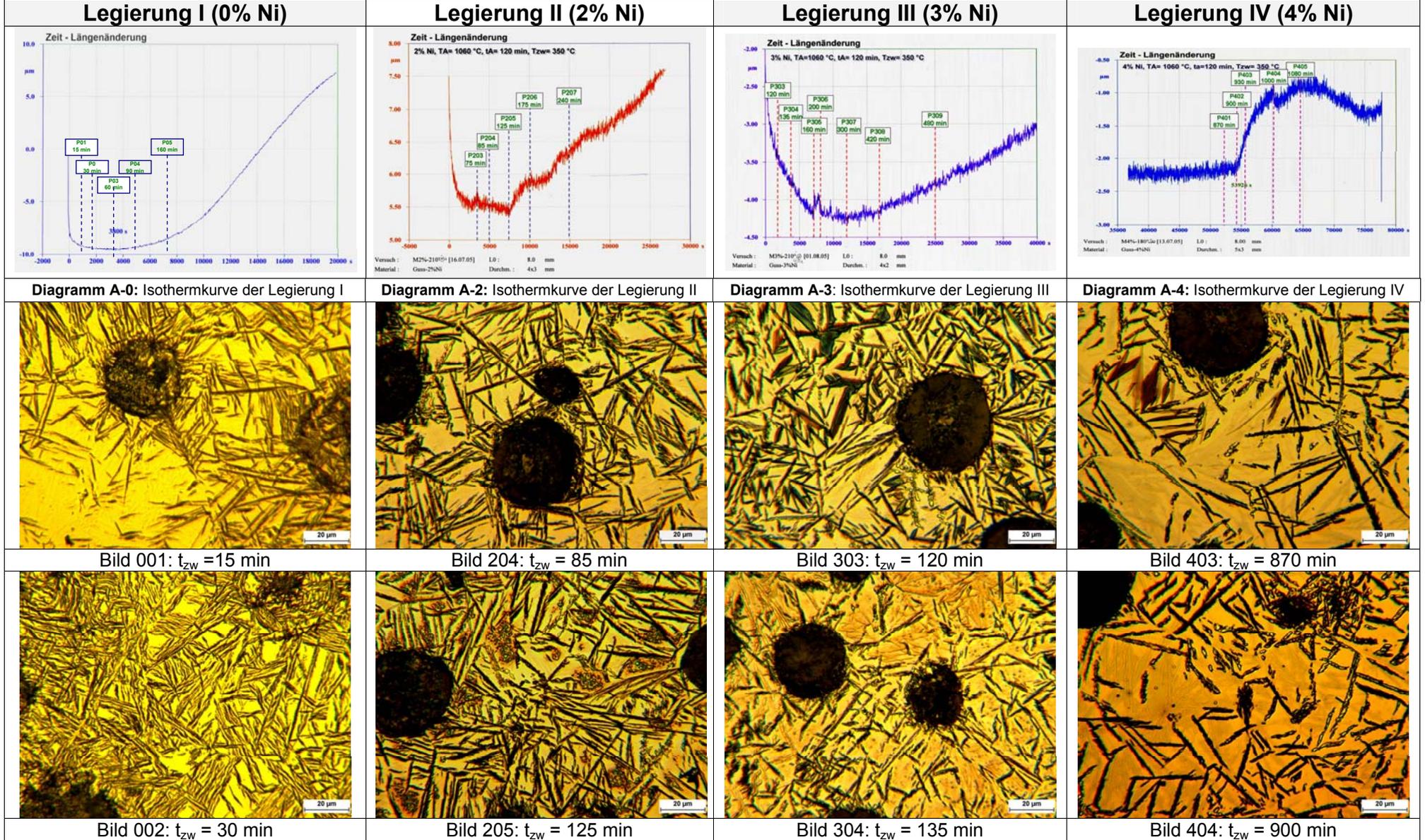
Fortsetzung des Anhangs B3



Anhang B4

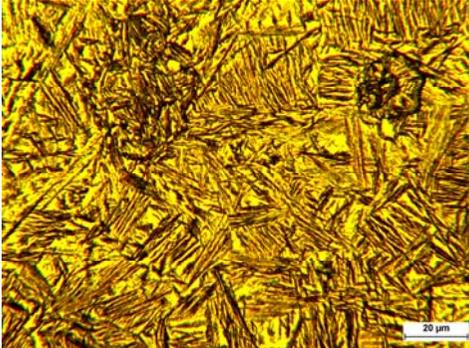
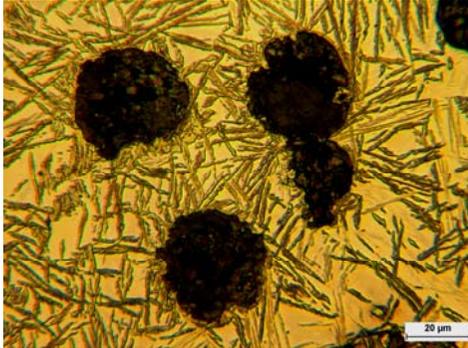
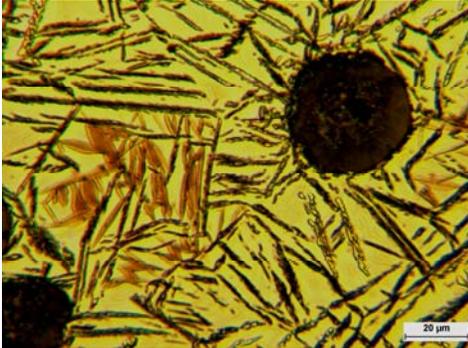
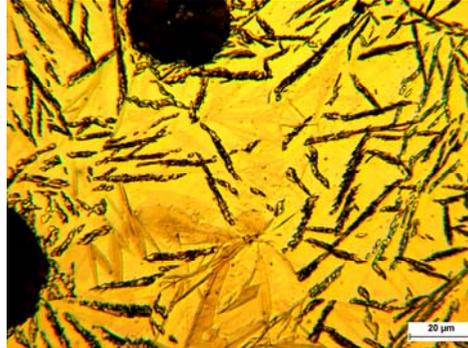
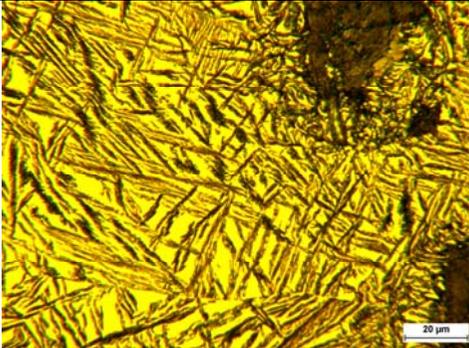
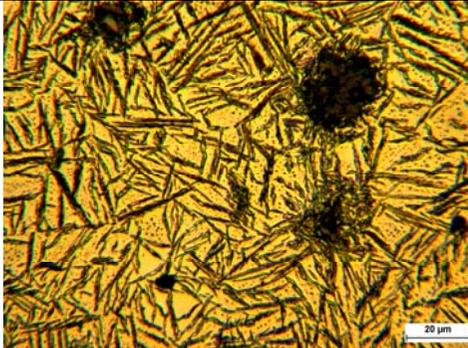
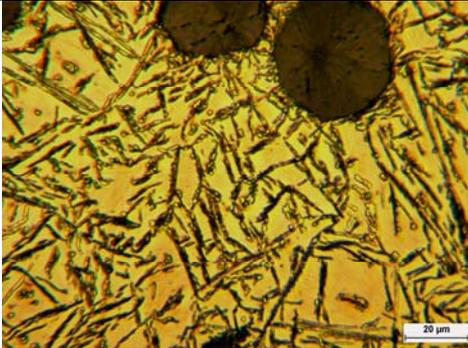
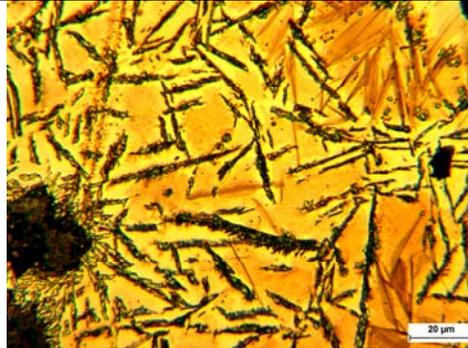
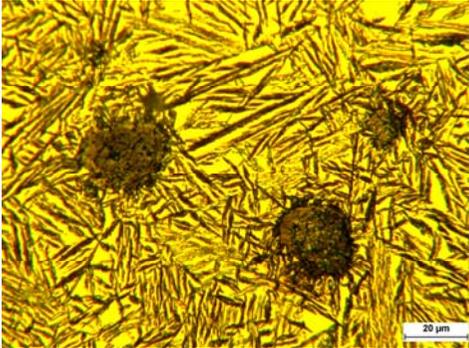
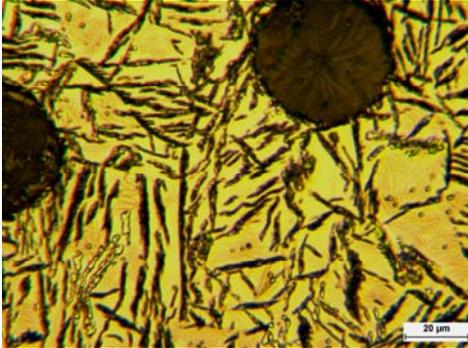
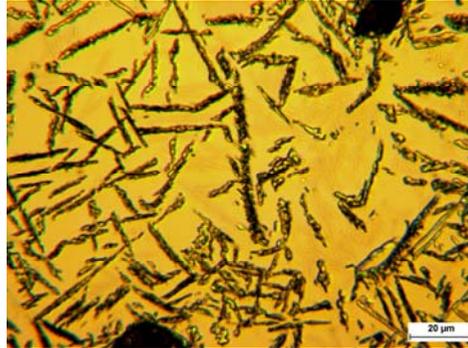
Anhang B4: Gefügebilder der polierten und mit 2%er Nital geätzten Querschnitte der Zugproben (Variante A) nach dem Austempnern im Salzbad und dem Zerreißen,

Variante A: Zugproben → 2h bei $T_A=1060\text{ °C}$ austenisieren → bei 350 °C im Salzbad austempnern → Zerreißen



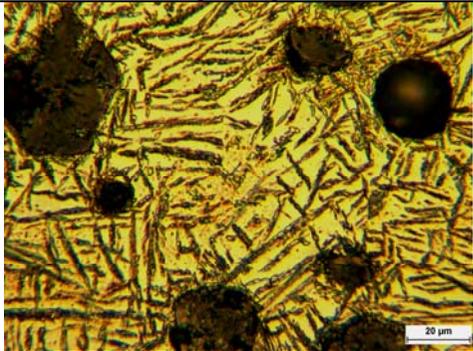
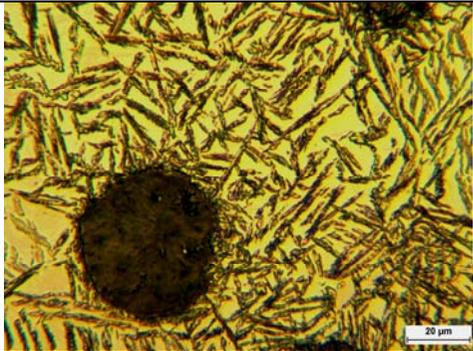
Anhang B4

Fortsetzung des Anhangs B4

Legierung I	Legierung II	Legierung III	Legierung IV
 <p>Bild 003: $t_{ZW} = 60$ min</p>	 <p>Bild 206: $t_{ZW} = 165$ min</p>	 <p>Bild 305: $t_{ZW} = 160$ min</p>	 <p>Bild 405: $t_{ZW} = 960$ min</p>
 <p>Bild 004: $t_{ZW} = 90$ min</p>	 <p>Bild 207: $t_{ZW} = 240$ min</p>	 <p>Bild 306: $t_{ZW} = 200$ min</p>	 <p>Bild 406: $t_{ZW} = 1000$ min</p>
 <p>Bild 005: $t_{ZW} = 120$ min</p>		 <p>Bild 307: $t_{ZW} = 300$ min</p>	 <p>Bild 407: $t_{ZW} = 1080$ min</p>

Anhang B4

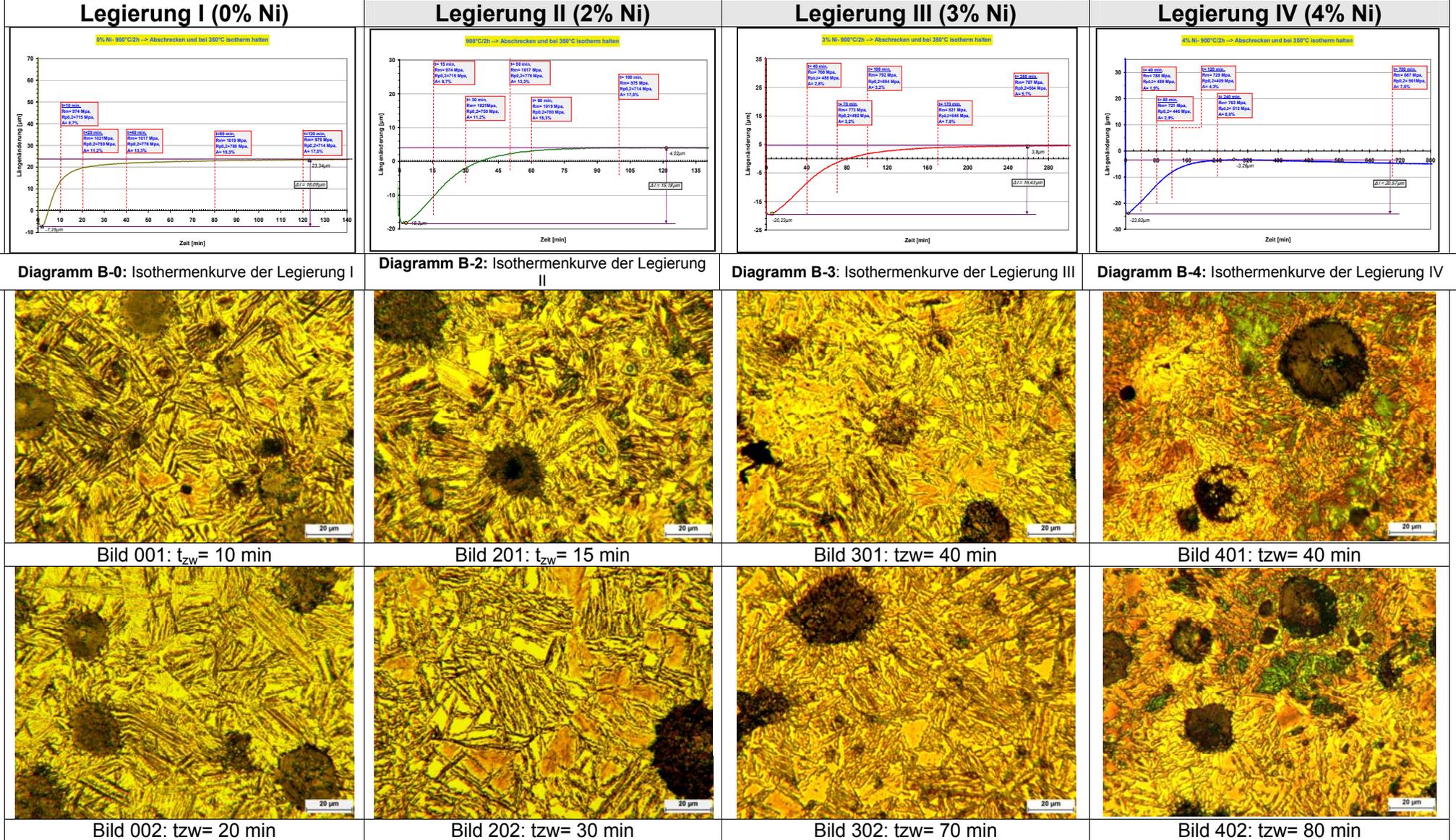
Fortsetzung des Anhangs B4

Legierung I	Legierung II	Legierung III	Legierung IV
		 Micrograph showing a microstructure of alloy III at $t_{zw} = 420$ min. The structure consists of a matrix of fine, needle-like lath structures with several larger, dark, circular precipitates. A scale bar in the bottom right corner indicates 20 μm .	
		Bild 308: $t_{zw} = 420$ min	
		 Micrograph showing a microstructure of alloy III at $t_{zw} = 480$ min. The structure is similar to the previous one but features a significantly larger, dark, circular precipitate in the center. A scale bar in the bottom right corner indicates 20 μm .	
		Bild 309: $t_{zw} = 480$ min	

Anhang B5

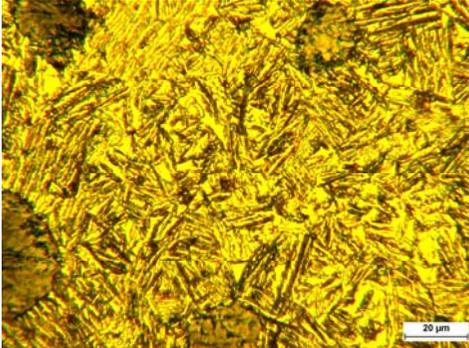
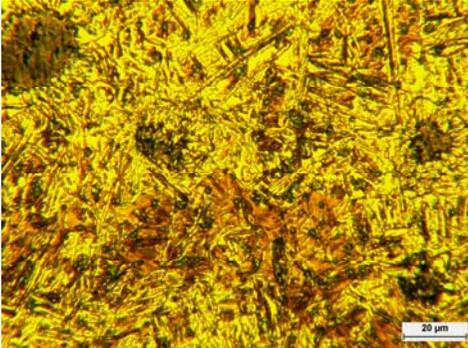
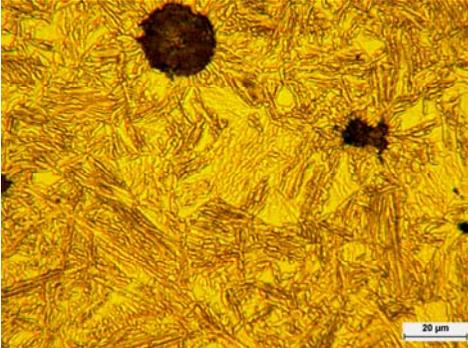
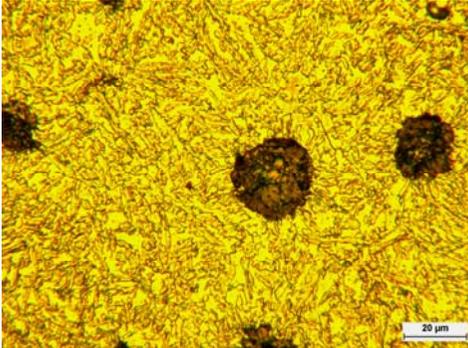
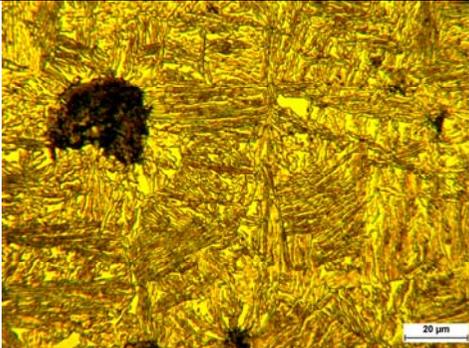
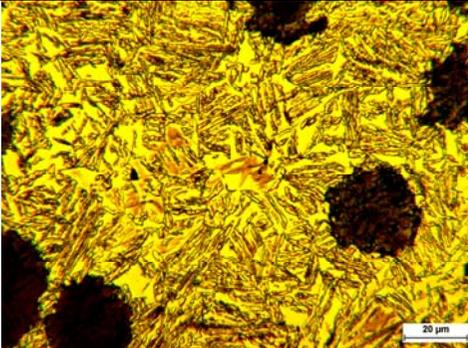
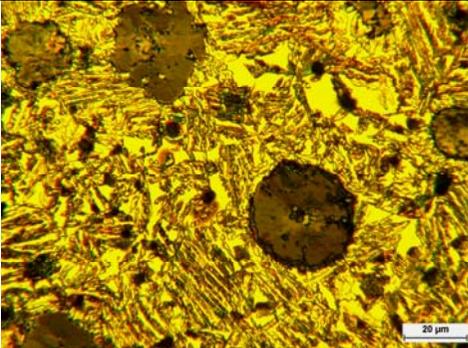
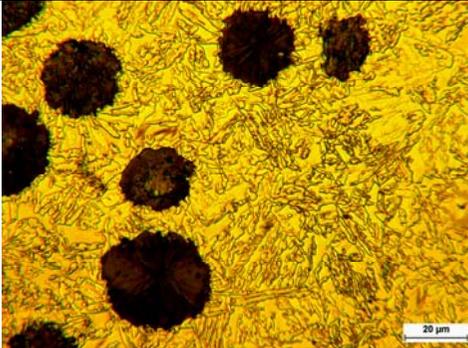
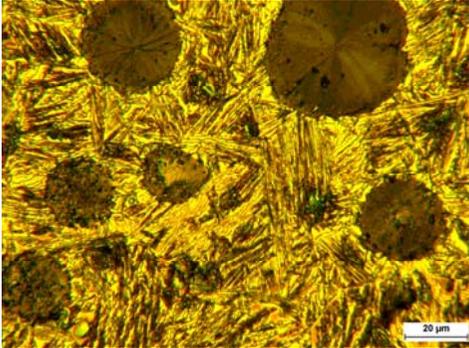
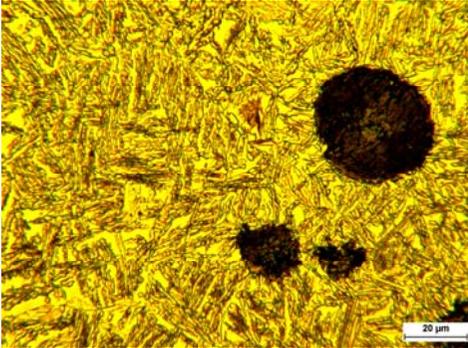
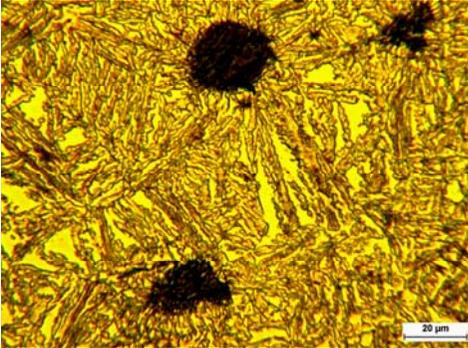
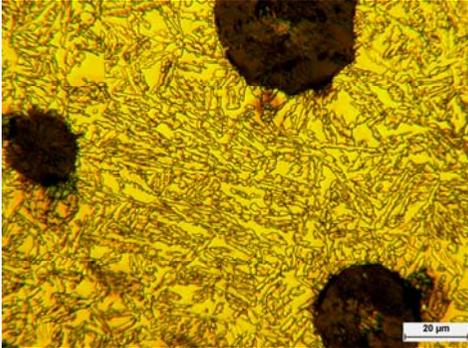
Anhang B5: Gefügebilder der polierten und mit 2%em Nital geätzten Querschnitte der Zugproben (Variante B) nach dem Austempem im Salzbad und dem Zerreißen

Variante B: Zugproben → 2h bei $T_A=900\text{ °C}$ austenisieren → bei 350 °C im Salzbad austempem → Zerreißen



Anhang B5

Fortsetzung des Anhangs B5

Legierung I	Legierung II	Legierung III	Legierung IV
 <p>Bild 003: t_{zw}= 40 min</p>	 <p>Bild 203: t_{zw}= 50 min</p>	 <p>Bild 303: t_{zw}= 100 min</p>	 <p>Bild 403: t_{zw}= 120 min</p>
 <p>Bild 004: t_{zw}= 80 min</p>	 <p>Bild 204: t_{zw}= 60 min</p>	 <p>Bild 304: t_{zw}= 170 min</p>	 <p>Bild 404: t_{zw}= 240 min</p>
 <p>Bild 005: t_{zw}= 120 min</p>	 <p>Bild 205: t_{zw}= 100min</p>	 <p>Bild 305: t_{zw}= 280 min</p>	 <p>Bild 405: t_{zw}= 300 min</p>

Anhang B6

Ermittelte mechanische Eigenschaften der Proben der zweiten Versuchsreihe (Teil II)

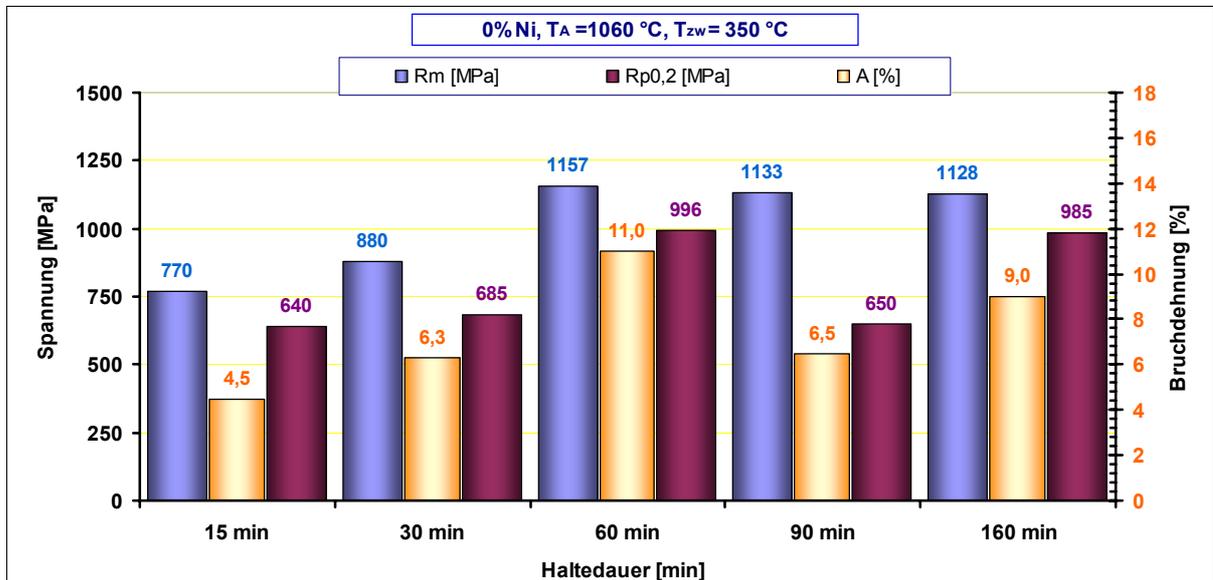


Bild B6-1: Mechanische Eigenschaften der Legierung I (0%Ni) nach der Wärmebehandlung gemäß der Variante A

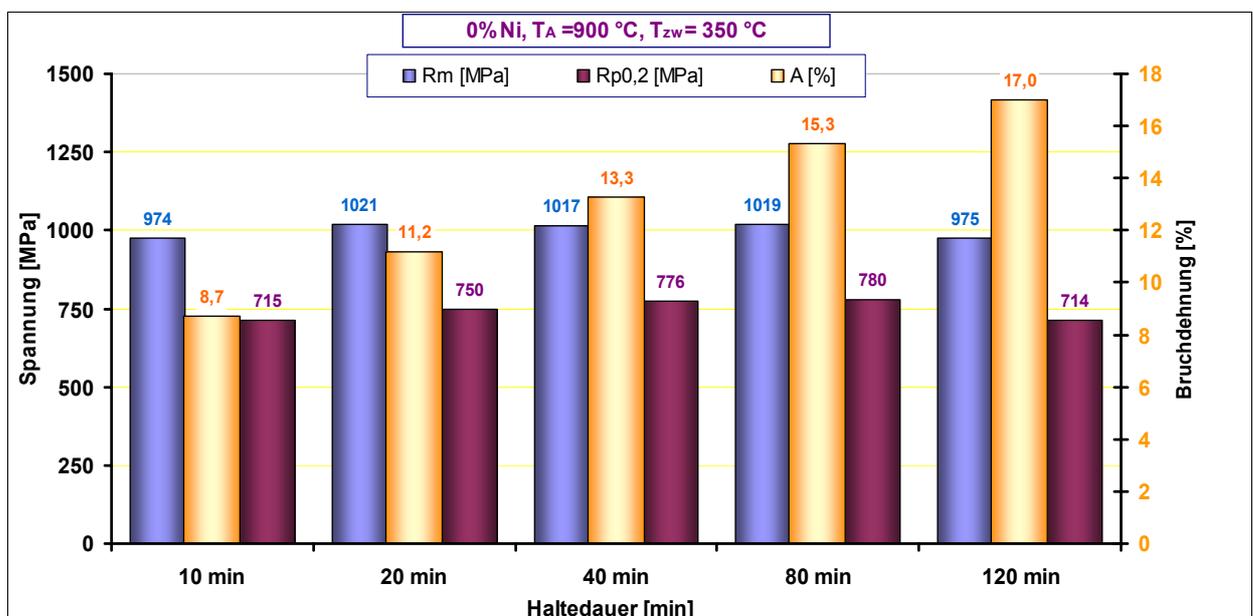


Bild B6-2: Mechanische Eigenschaften der Legierung I (0%Ni) nach der Wärmebehandlung gemäß der Variante B

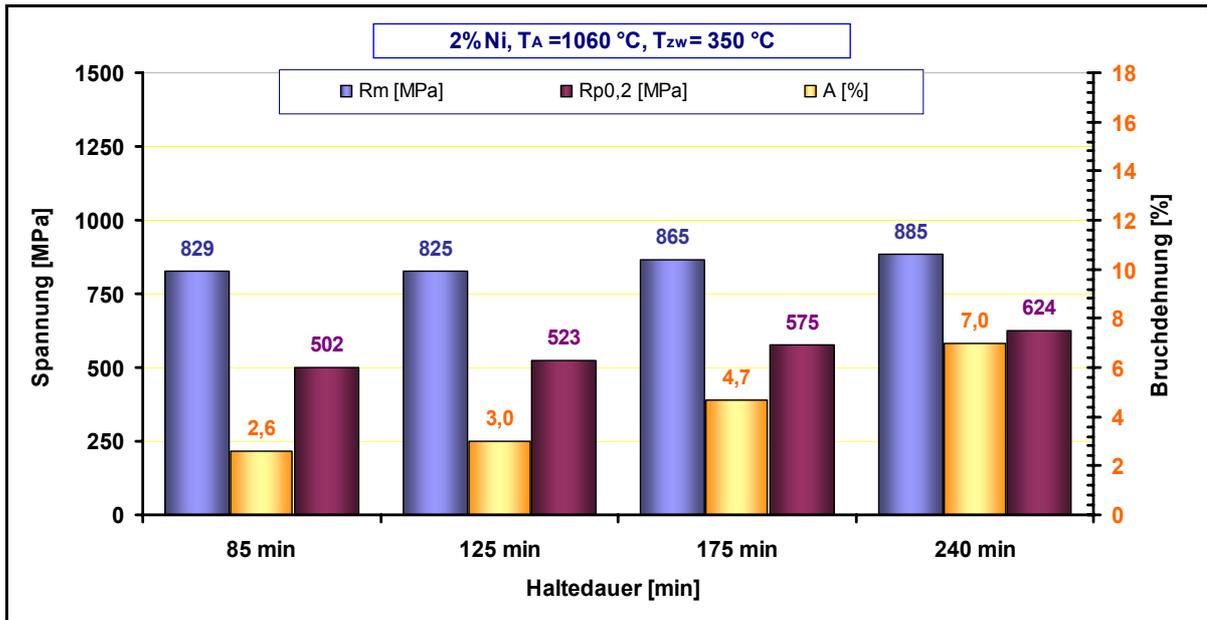


Bild B6-3: Mechanische Eigenschaften der Legierung II (2%Ni) nach der Wärmebehandlung gemäß der Variante A

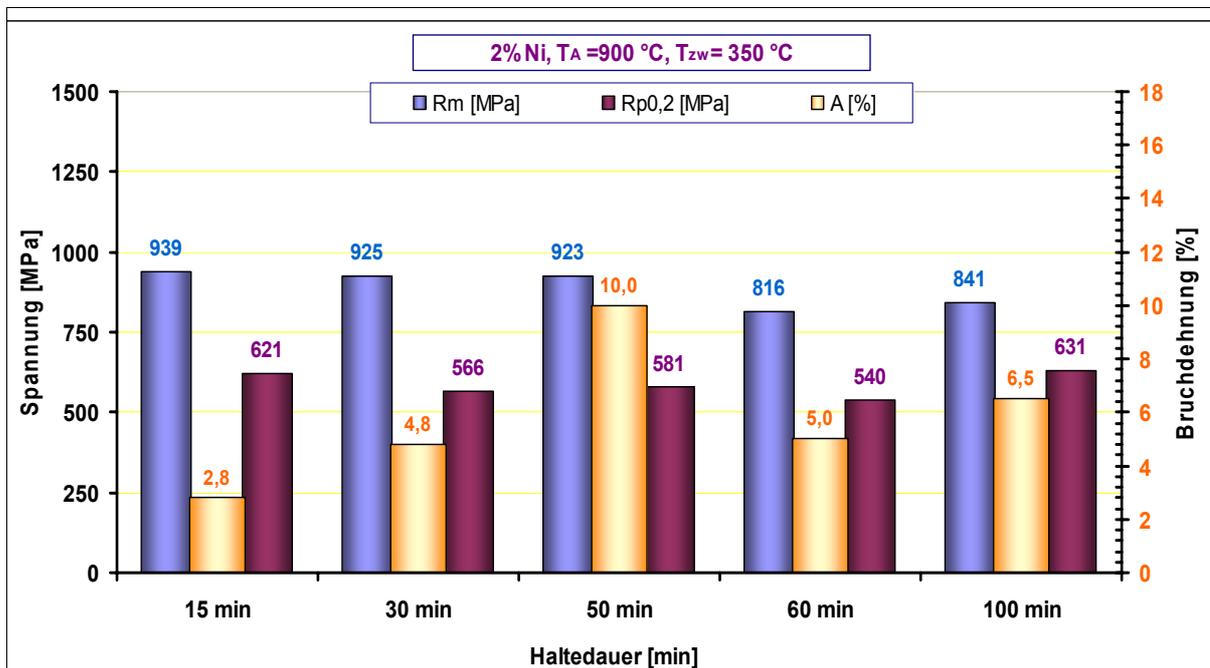


Bild B6-4: Mechanische Eigenschaften der Legierung II (2%Ni) nach der Wärmebehandlung gemäß der Variante B

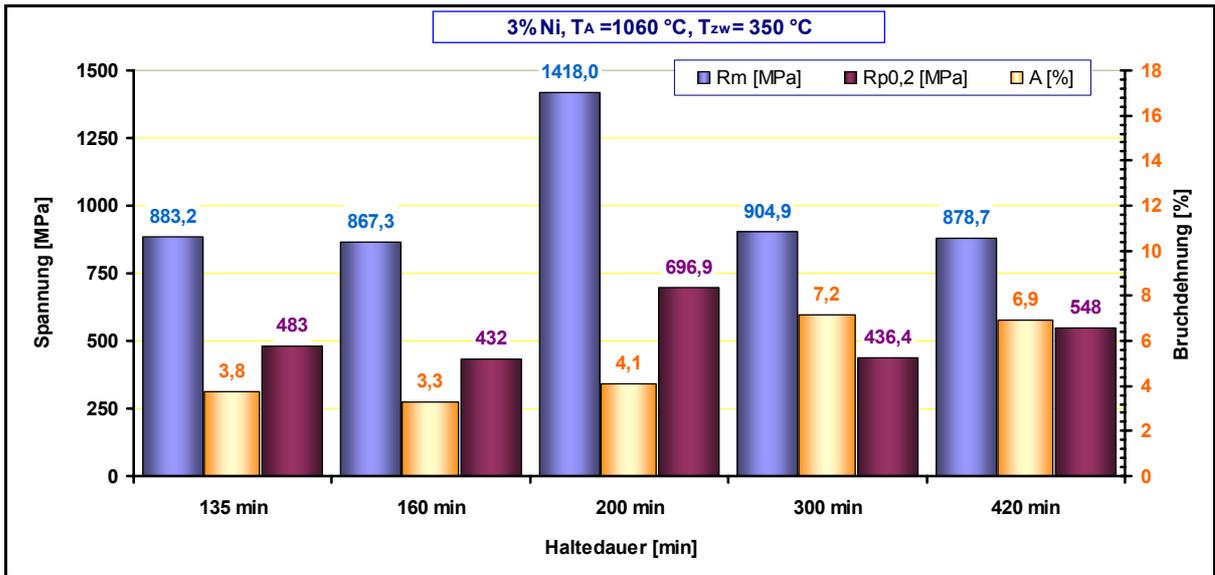


Bild B6-5: Mechanische Eigenschaften der Legierung III (3%Ni) nach der Wärmebehandlung gemäß der Variante A

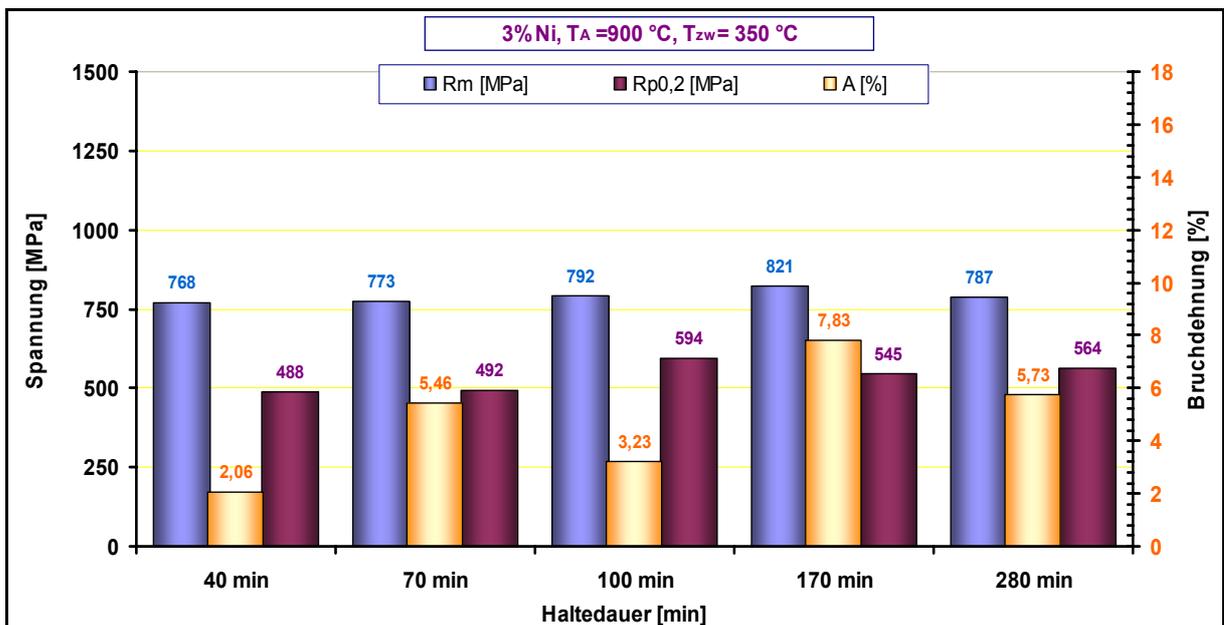


Bild B6-6: Mechanische Eigenschaften der Legierung III (3%Ni) nach der Wärmebehandlung gemäß der Variante B

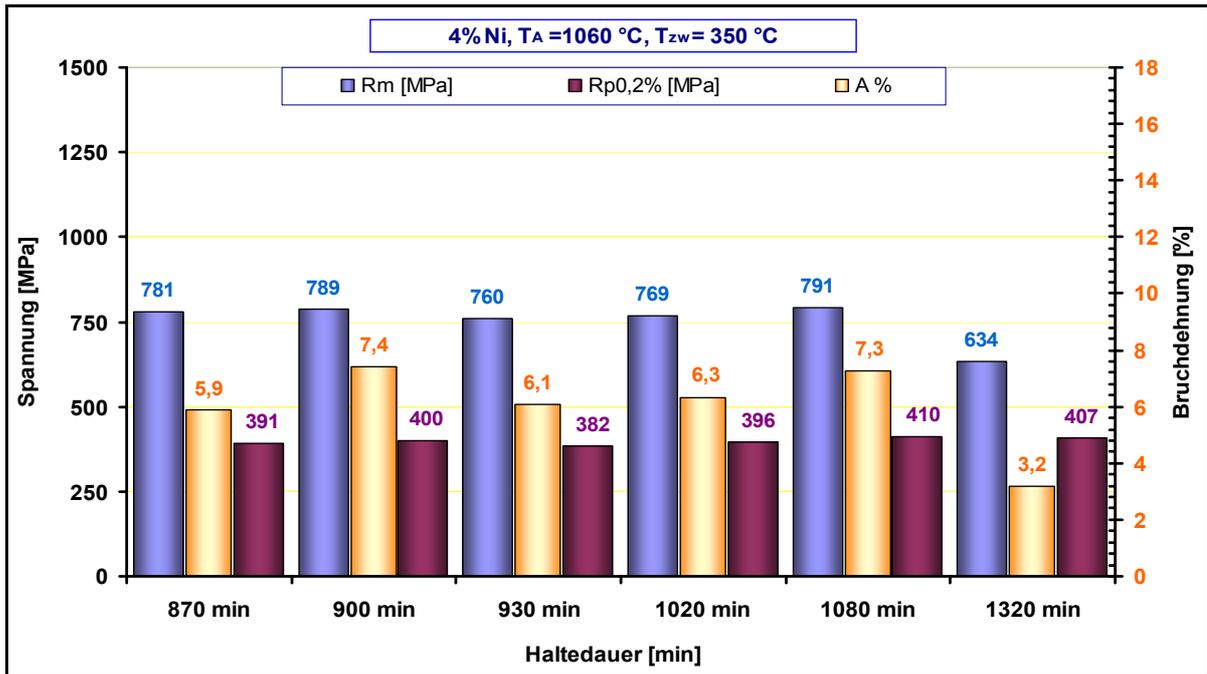


Bild B6-7: Mechanische Eigenschaften der Legierung IV (4%Ni) nach der Wärmebehandlung gemäß der Variante A

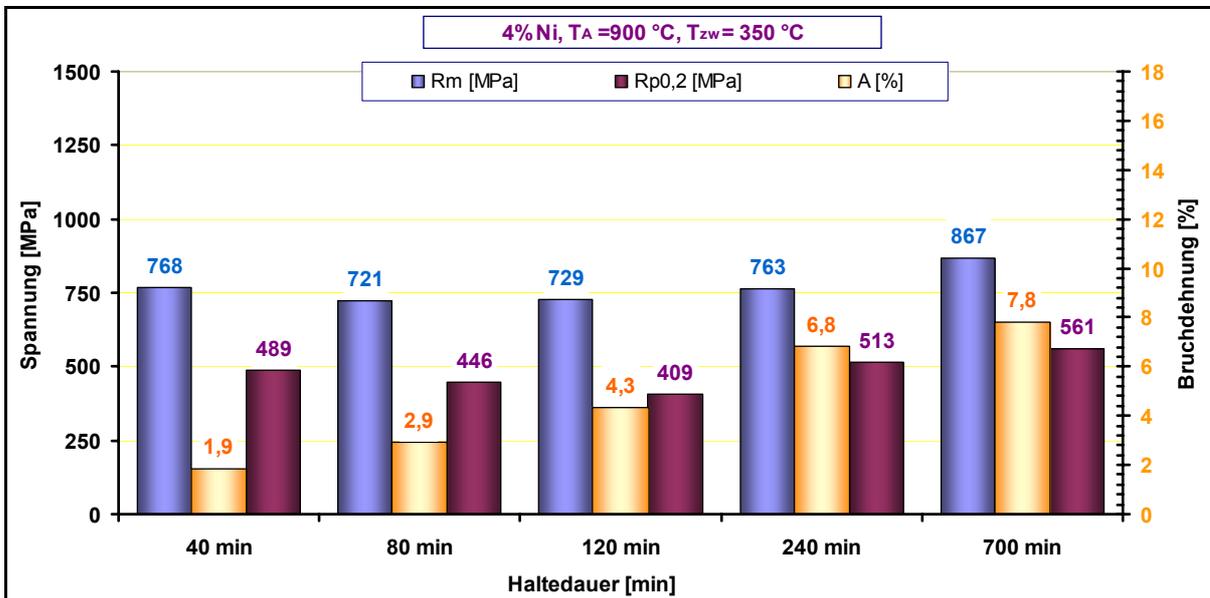


Bild B6-8: Mechanische Eigenschaften der Legierung IV (4%Ni) nach der Wärmebehandlung gemäß der Variante B

Anhang C: DIN EN 1536 (GJS)

Mechanische Kennwerte und die entsprechenden Gefügeanteilen von Gusseisen mit Kugelgraphit nach DIN EN 1536 (gemessen an Proben, die aus getrennt gegossenen Probestücken durch mechanische Bearbeitung hergestellt wurden)

Kurzzeichen Werkstoff- nummer	R_m in MPa	$R_{p0,2}$ in MPa	A in %	σ_{dB} in MPa	σ_D in MPa	HB	Gefüge
EN-GJS-350-22 EN-JS 1010	350	220	22	—	180	160	Ferrit
EN-GJS-400-18 EN-JS 1020	400	250	18	700	195	135 ... 180	
EN-GJS-450-10 EN-JS 1040	450	310	10	700	210	160 ... 210	
EN-GJS-500-7 EN-JS 1050	500	320	7	800	224	170 ... 230	Ferrit-Perlit
EN-GJS-600-3 EN-JS 1060	600	370	3	870	248	190 ... 270	Perlit-Ferrit
EN-GJS-700-2 EN-JS 1070	700	420	2	1 000	280	225 ... 305	Perlit
EN-GJS-800-2 EN-JS 1080	800	480	2	1 150	304	245 ... 335	Perlit bzw. wärme- behandelter Mar- tensit
EN-GJS-900-2 EN-JS 1090	900	600	2	—	317	270 ... 360	wärmebehandelter Martensit

σ_D Dauerfestigkeit (Umlaufbiegeversuch nach WÖHLER mit ungekerbter Probe und 10,6 mm Durchmesser)