



# Untersuchung der Versprödung von sprengverfestigten Manganhartstählen

Diplomarbeit

von

**Christian Schlacher**

INSTITUT FÜR WERKSTOFFKUNDE UND SCHWEISSTECHNIK



Vorstand: Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch

Betreuer: Univ.-Ass. Dipl.-Ing. Dr.techn. Peter Mayr

Dipl.-Ing. Rene Radis

TECHNISCHE UNIVERSITÄT GRAZ

Graz, März 2010

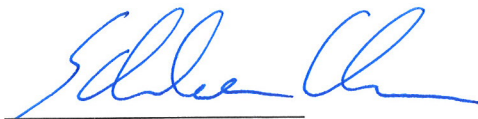
## EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommene Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

## STATUTORY DECLARATION

I declare that I have authored this thesis independently, that I have not used other than the declared sources / resources, and that I have explicitly marked all material which has been quoted either literally or by content from the used sources.

Graz, am 23. Februar 2010



Christian Schlacher

# Danksagung

Diese Diplomarbeit entstand am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der Technischen Universität Graz in Kooperation mit der VAE GmbH und der VAE Eisenbahnsysteme GmbH. Ich möchte mich bei einigen Personen bedanken, die mich während meiner Diplomarbeit unterstützt haben:

- Bei Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch, der mir die Möglichkeit gegeben hat, am IWS eine Diplomarbeit zu schreiben und sich bei Fragen und Problemen für mich immer Zeit genommen hat.
- Meinen Betreuern Univ.-Ass. Dipl.-Ing. Dr. techn. Peter Mayr und Dipl.-Ing Rene Radis, die mir zu jeder Zeit mit Rat und Tat zur Seite gestanden sind.
- Der VAE GmbH und der VAE Eisenbahnsystemen GmbH, in besonderer Weise Dipl.-Ing. Erik Stocker, der mich als Ansprechpartner seitens der VAE GmbH immer und jederzeit unterstützt hat.
- Em.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Horst Cerjak, Ass.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger Dipl.-Ing. Dr.techn. Rudolf Vallant und Dipl.-Ing. Andreas Hütter für ihre Unterstützung.
- Dem Laborteam am IWS für die Unterstützung und Hilfe.
- Beim Institut für Elektronenmikroskopie und Feinstrukturforschung, besonders bei Ing. Hartmuth Schröttner für die Untersuchungen am hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop.
- Und ganz besonders bei meinen Eltern für ihre Unterstützung.

Meiner Familie gewidmet

# Abstract

The present thesis deals with the analysis of crack formation, during plastic deformation of high manganese austenitic steel. Various experimental investigations are carried out, using light microscopy, electron microscopy, Charpy impact tests, hardness and residual stress measurements. Therefore samples of three different castings are analysed. The comparison of these samples clearly demonstrates differences in the chemical composition as well as in the casting quality. Particularly high levels of aluminium and nitrogen are detected in the cracked samples. The electron-microscopy investigations show a high number of aluminium nitrides in the cracked samples, compared to the samples without any cracks. Thus, the poor casting quality is made responsible for the embrittlement of the steel, characterized by a high number density of aluminium nitrides as well as pores.

# Kurzfassung

Die vorliegende Diplomarbeit beschäftigt sich mit der Untersuchung der Rissbildung während der plastischen Verformung von Manganhartstählen. Verschiedene experimentelle Untersuchungen wurden angewendet, wie z.B. Lichtmikroskopie, Elektronenmikroskopie, Kerbschlagbiegeversuche, Härtemessungen und Eigenspannungsmessung. Dazu wurden Proben aus 3 unterschiedlichen Abgüssen analysiert. Der Vergleich der Proben weist sowohl in der Gussqualität als auch in der chemischen Zusammensetzung deutliche Unterschiede auf. Die chemische Analyse zeigt hohe Gehalte an Aluminium und Stickstoff bei der Probe mit Rissen. Zusätzlich zeigen die elektronenmikroskopischen Untersuchungen eine hohe Anzahl an Aluminiumnitriden in den Proben mit Rissen, verglichen mit den Proben ohne Risse. Demzufolge ist die Versprödung auf eine schlechte Gussqualität zurückzuführen, welche durch einen hohen Gehalt an Aluminiumnitriden und einer Vielzahl an Poren gekennzeichnet ist.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>EINLEITUNG</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>AUFGABENSTELLUNG</b>	<b>3</b>
<b>3</b>	<b>LITERATURÜBERSICHT</b>	<b>4</b>
3.1	MANGANSTAHL _____	4
3.1.1	<i>System Eisen-Mangan</i> _____	4
3.1.2	<i>Einfluss des Mangans auf das Umwandlungsverhalten</i> _____	7
3.2	MANGANHARTSTAHL _____	11
3.2.1	<i>Allgemeines</i> _____	11
3.2.1.1	Zusammensetzung _____	11
3.2.1.2	Eigenschaften _____	11
3.2.1.3	Einsatzbereiche _____	14
3.2.2	<i>Gussprozess</i> _____	15
3.2.3	<i>Wärmebehandlung</i> _____	19
3.2.4	<i>Einfluss von Legierungs- und Zusatzelementen im Manganhartstahl</i> _____	22
3.2.5	<i>Einfluss der Aluminiumnitridausscheidungen</i> _____	24
3.2.6	<i>Kaltverfestigungsmechanismus</i> _____	28
3.2.6.1	Grundlagen _____	28
3.2.6.2	Sprengverfestigung _____	32
<b>4</b>	<b>EXPERIMENTELLE UNTERSUCHUNGEN</b>	<b>37</b>
4.1	BAUTEILANALYSE _____	39
4.1.1	<i>Lichtmikroskopische Untersuchungen</i> _____	40
4.1.1.1	Weichenherzstück mit Rissen _____	41
4.1.1.2	Schweißprobe ohne Risse _____	42
4.1.2	<i>Mechanisch-technologische Untersuchungen</i> _____	43
4.1.2.1	Kerbschlagbiegeversuche _____	43
4.1.2.2	Härtemessung _____	45
4.1.2.3	Eigenspannungsanalyse _____	46

4.1.3	<i>Rasterelektronenmikroskopie</i>	48
4.2	UNTERSUCHUNG DER WÄRMEBEHANDLUNGSPARAMETER	49
4.2.1	<i>Ist-Analyse</i>	49
4.2.2	<i>Simulation des Abkühlvorganges</i>	50
4.2.3	<i>Gefügeanalyse durch Dilatometerversuche</i>	52
4.2.4	<i>Zähigkeitsanalyse durch Kerbschlagbiegeversuche</i>	55
4.3	HOCHAUFLÖSENDE RASTERELEKTRONENMIKROSKOPIE	58
<b>5</b>	<b>ERGEBNISSE UND DISKUSSION</b>	<b>60</b>
5.1	BAUTEILANALYSE	60
5.1.1	<i>Lichtmikroskopische Untersuchung</i>	60
5.1.1.1	Weichenherzstück mit Rissen	60
5.1.1.2	Gefügevergleich Weichenherzstück und Schweißprobe	69
5.1.2	<i>Mechanisch-technologische Untersuchungen</i>	70
5.1.2.1	Kerbschlagbiegeversuche	70
5.1.2.2	Härtemessung	73
5.1.2.3	Eigenspannungsanalyse	75
5.1.3	<i>Rasterelektronenmikroskopie</i>	75
5.2	UNTERSUCHUNG DER WÄRMEBEHANDLUNGSPARAMETER	81
5.2.1	<i>Ist-Analyse</i>	81
5.2.1.1	Gusszustand	81
5.2.1.2	Nach der Wärmebehandlung	83
5.2.2	<i>Ergebnisse der Abkühlsimulation</i>	86
5.2.3	<i>Gefügeanalyse durch Dilatometerversuche</i>	87
5.2.4	<i>Zähigkeitsanalyse durch Kerbschlagbiegeversuche</i>	89
5.3	HOCHAUFLÖSENDE RASTERELEKTRONENMIKROSKOPIE	91
<b>6</b>	<b>ZUSAMMENFASSUNG UND SCHLUSSFOLGERUNG</b>	<b>100</b>
<b>7</b>	<b>LITERATURVERZEICHNIS</b>	<b>102</b>

# Kapitel 1

## Einleitung

Der Manganhartstahl wurde von Sir Robert Hadfield schon vor mehr als 100 Jahren entwickelt und gilt immer noch als eine der wichtigsten Stahlgussorten. Durch den hohen Anteil an Mangan gehört dieser Stahl zur Gruppe der austenitischen Stähle, welche aufgrund ihrer austenitischen Struktur sehr zäh sind. Eine weitere Eigenschaft dieser Stähle ist die hohe Kaltverfestigungsfähigkeit, was bedeutet, dass bei plastischer Verformung im Vergleich zu anderen Stählen höhere Härtesteigerungen möglich sind. Durch diese Eigenschaften besitzt dieser Stahl eine Vielzahl von Einsatzmöglichkeiten. Einer dieser Einsatzbereiche ist der Weichenbau und dort speziell die gegossenen Weichenherzen, da dort aufgrund der großen und vor allem dynamischen Belastungen beim Überfahren von Zügen, eine hohe Härte in Kombination mit hoher Zähigkeit, sehr wichtig ist. Ein Weichenherz ist der Schnittpunkt zweier sich überkreuzender Schienenstränge. Dieses Herz kann sowohl gegossen als auch geschweißt hergestellt werden. Abbildung 1.1 zeigt die Skizze eines gegossenen Weichenherzes [1, 2].

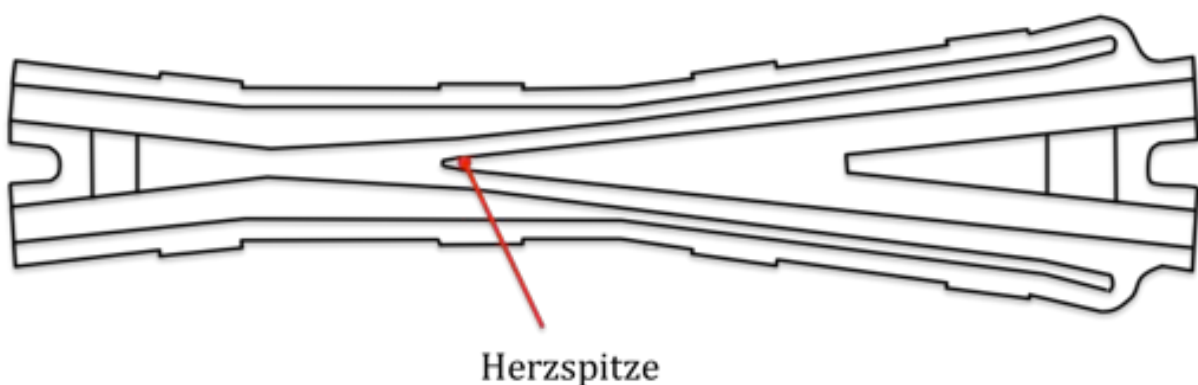


Abbildung 1.1: Gegossenes Weichenherz [1]

Das Weichenherz ist allerdings nur ein Teil des gesamten Weichensystems. Abbildung 1.2 zeigt ein Übersichtsbild eines gesamten Weichensystems.



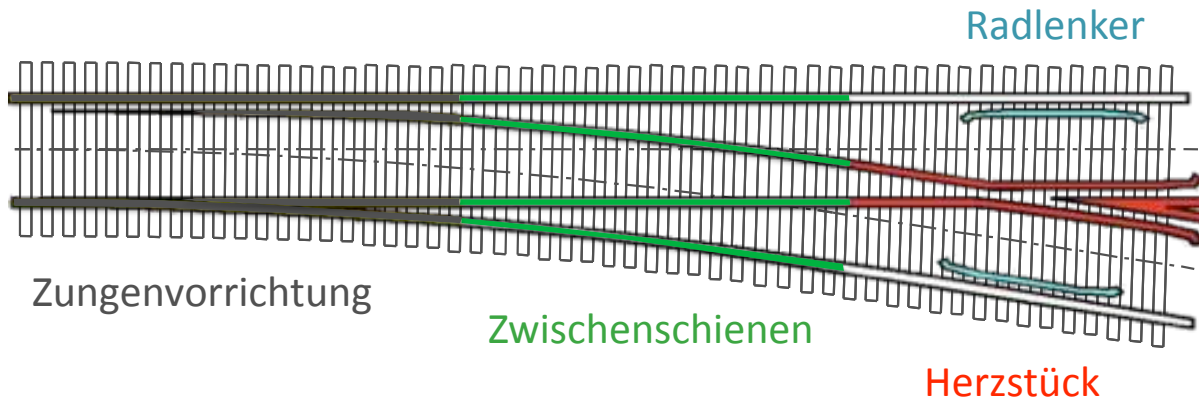


Abbildung 1.2: Übersichtsbild eines Weichensystems [1]

Ein Weichensystem besteht aus der Zungenvorrichtung, aus dem Weichenherz und aus Zwischenschienen, die Zungenvorrichtung und Weichenherz verbinden. Zusätzlich dienen Radlenker als Führung im Bereich des Herzstückes. Die Verbindung zwischen Herzstück mit Zwischenschienen und Zwischenschienen mit Zungenvorrichtung erfolgt durch Schweißung.

Durch die hohe Geschwindigkeit beim Überfahren eines Zuges wird die Weiche starken stoßartigen Belastungen ausgesetzt, deshalb spielen Genauigkeit, Qualität und Güte dieser Bauteile eine wichtige Rolle. Damit das Manganherz seine Anforderungen erfüllen kann, möglichst zäh um die dynamischen Belastungen aufzunehmen und möglichst hart um eine hohe Verschleißfestigkeit zu besitzen, ist ein genau definierter Produktionsprozess erforderlich. Dieser Produktionsprozess setzt sich in erster Linie aus dem Guss, der Wärmebehandlung, der spanabhebenden Bearbeitung und dem Sprengverfestigen zusammen. Um während des gesamten Produktionsprozesses eine fehlerfreie Qualität gewährleisten zu können, müssen sämtliche Produktionsparameter, wie chemische Zusammensetzung, Temperaturführung und Krafteinwirkung bei der Sprengung genauest gesteuert und kontrolliert werden.

# Kapitel 2

## Aufgabenstellung

Im Rahmen dieser Diplomarbeit soll herausgefunden werden, welche Einflussgrößen für die Versprödung von Manganhartstählen ausschlaggebend sind und warum es bei bestimmten Chargen nach dem Sprengverfestigen zur Rissbildung kommt.

Im Wesentlichen wird die experimentelle Untersuchung in 3 Bereiche eingeteilt:

- Bauteilanalyse eines Weichenherzstücks mit Rissen (Probe 1) und einer Schweißprobe ohne Risse (Probe 2)
- Untersuchung der Wärmebehandlungsparameter anhand Probe 3
  - Simulation der an den Weichenherzen durchgeführten Wärmebehandlung
  - Wärmebehandlung am Dilatometer mit anschließender Gefügeuntersuchung
  - Wärmebehandlung auf der Gleeble mit anschließender Untersuchung der Zähigkeitswerte
- Elektronenmikroskopische Untersuchungen dieser 3 Proben

Aus den Ergebnissen der experimentellen Versuche sollen dann die Einflussgrößen ermittelt werden, die für die Rissbildung verantwortlich sind. Unter Berücksichtigung dieser Einflussgrößen soll in Zukunft ein fehlerfreier Produktionsbetrieb der Weichenherzen gewährleistet sein.

# Kapitel 3

## Literaturübersicht

Der Beginn der Literaturübersicht befasst sich mit Mangan in Stählen und wie dadurch die Eigenschaften und das Verhalten dieser Stähle beeinflusst und verändert werden. In weiterer Folge geht es dann um den Manganhartstahl, der ein spezieller Manganstahl ist, seine bemerkenswerten Eigenschaften, seinen Verwendungszweck und den entstehenden Problemen.

### 3.1 Manganstahl

Mangan gehört zur Gruppe der Schwermetalle und kommt nach Eisen am zweithäufigsten in der Erdkruste vor. Der häufigste Rohstoff zur Gewinnung von Mangan ist Braunstein ( $\text{MnO}_2$ ). Mangan ist ein silbergraues, hartes und sehr sprödes Metall und wird in der Stahlindustrie als Legierungselement eingesetzt, um unter anderem eine Festigkeitssteigerung zu bewirken [3].

Manganstähle sind Stähle, die neben Eisen und Kohlenstoff Mangan als wichtigstes Legierungselement besitzen. Je nach Gehalt an Mangan verändern sich vor allem Härte und Zähigkeit des Stahls. Das Zweistoff-System Eisen-Mangan ermöglicht einen Überblick über die auftretenden Phasen in Abhängigkeit vom Mangangehalt.

#### 3.1.1 System Eisen-Mangan

In Abbildung 3.1 ist das Gleichgewichtsschaubild Eisen-Mangan dargestellt. Dieses Schaubild erläutert die Stabilität der einzelnen Phasen in Abhängigkeit der Temperatur und des Mangangehaltes. Dabei handelt es sich hier um ein Gleichgewichtsschaubild, also bei einer im Idealfall unendlich langsamen Erwärmung und Abkühlung [4].

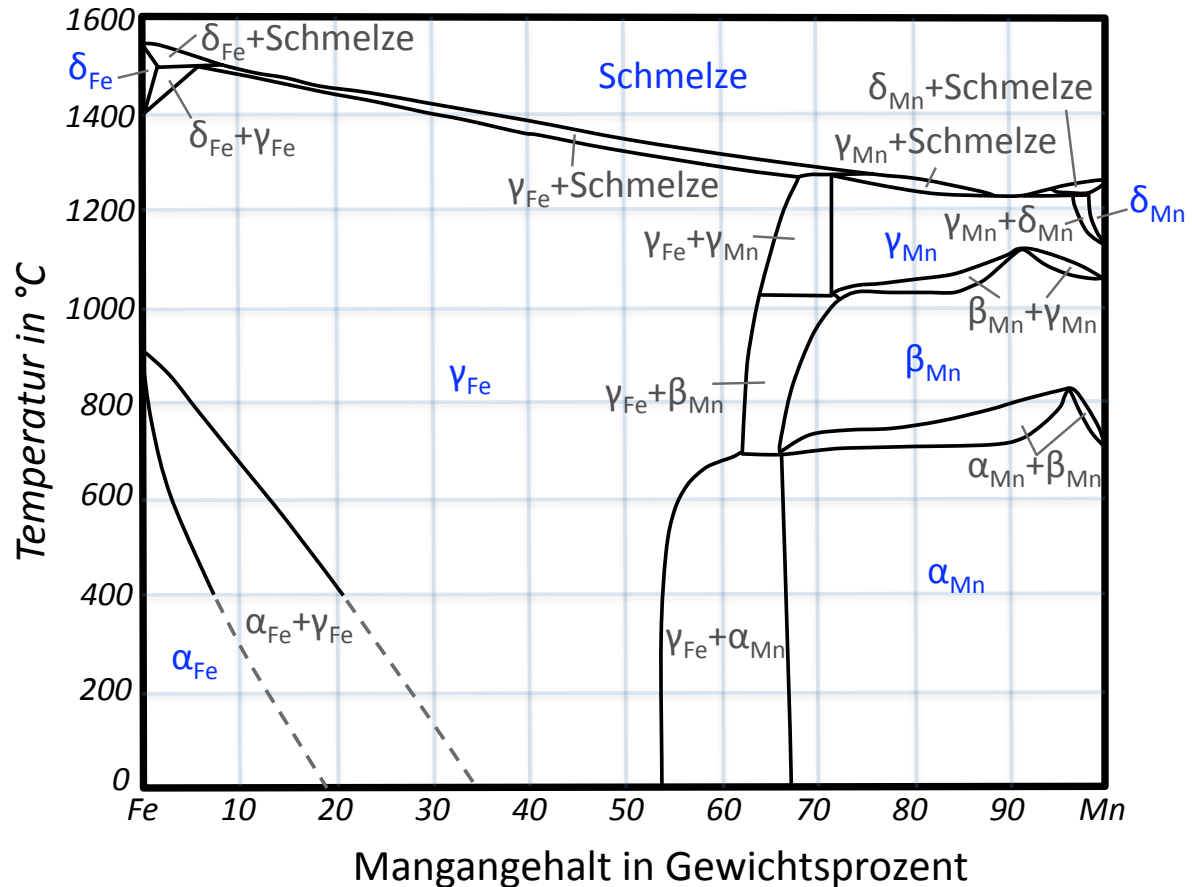


Abbildung 3.1: Zustandsschaubild Eisen-Mangan [4]

Die Phasengrenzen im eisenreichen Bereich sind nicht genauer definiert und strichliert dargestellt, da sich diese Grenzen speziell bei tiefen Temperaturen praktisch nicht mehr genau bestimmen lassen. Die Ursache liegt darin, dass die Diffusionskonstanten des Mangans im  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Eisen viel kleiner sind als die des Kohlenstoffs. Dadurch können sich die Gleichgewichtsbedingungen praktisch kaum einstellen. Bei Mangangehalten ab 30% liegt im Gleichgewicht, auch bei Raumtemperatur, die  $\gamma$ -Phase als stabile Phase vor [4].

Der manganreiche Bereich ist dadurch gekennzeichnet, dass je nach Temperatur das Mangan in 4 unterschiedlichen Phasen auftreten kann ( $\alpha$ -,  $\beta$ -,  $\gamma$ - und  $\delta$ -Phase). Dieser ist aber von geringer Bedeutung, da praktische Anwendungen mit derart hohen Mangangehalten kaum bis gar nicht vorkommen [4].

Abbildung 3.2 zeigt einen Ausschnitt aus dem Dreistoffsystem Eisen, Mangan und Kohlenstoff. Ein Schnitt im Dreistoffsystem bei 1% Kohlenstoff ergibt ein sehr ähnliches Bild wie das Zweistoffsystem Eisen-Mangan. Die strichlierten Linien bedeuten, dass sich die

Phasengrenzen nicht genau bestimmen lassen, sondern dass es einen, wie schon in Abbildung 3.1 erwähnten, Übergangsbereich gibt [4].

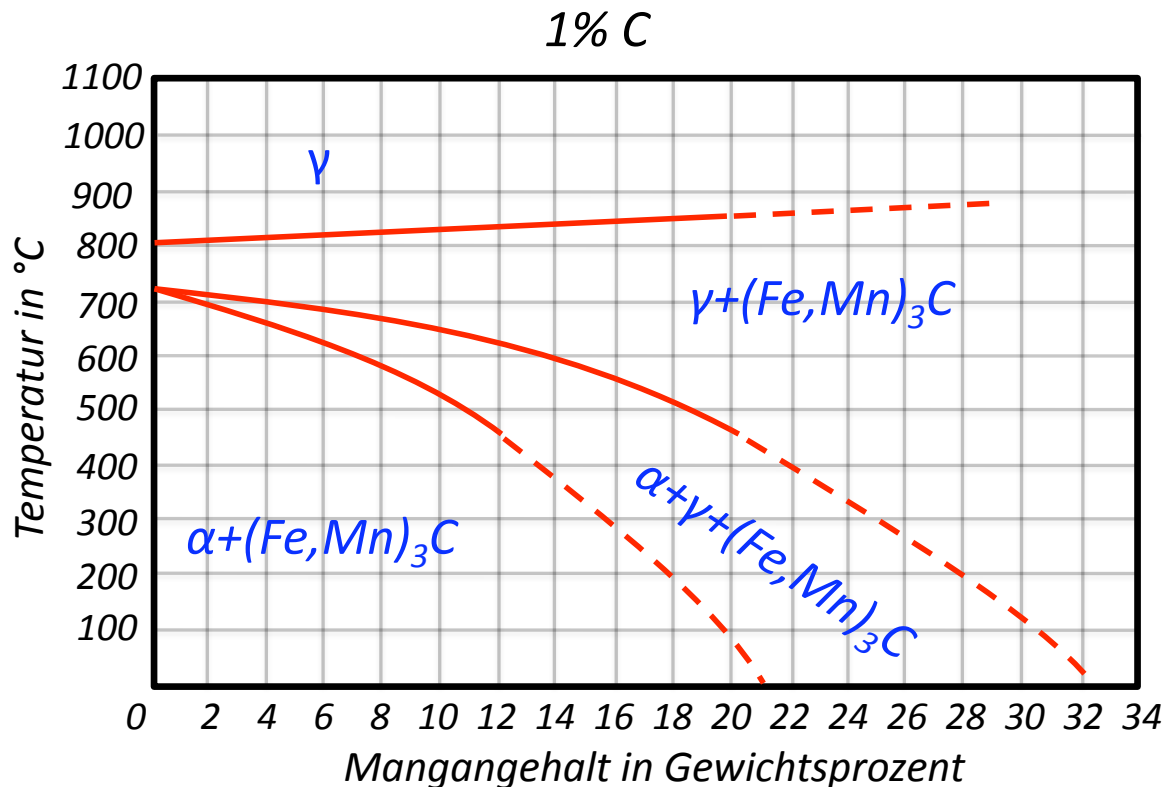


Abbildung 3.2: Schnitt durch das System Eisen-Kohlenstoff-Mangan bei 1% Kohlenstoff [4]

Mangan im Stahl erweitert genauso wie Kohlenstoff das Austenitgebiet ( $\gamma$ -Gebiet) im Gleichgewichtsschaubild und bildet mit Eisen und Kohlenstoff zusammen Karbide. Dieses Karbid ist eigentlich ein Eisenkarbid ( $Fe_3C$ ), in dem Eisenatome durch einzelne Manganatome ersetzt sind. Man spricht von einem Mischkarbid  $(Fe, Mn)_3C$ . Der Mangangehalt des Karbides ist abhängig vom Mangan- und Kohlenstoffgehalt des Stahles. Durch die Bildung derartiger Karbide funktioniert die triviale Überlegung aber nicht, dass das  $\gamma$ -Gebiet bei höherem Kohlenstoffgehalt stärker erweitert wird als bei niedrigem Gehalt. Der Grund dafür ist, dass bei höherem Kohlenstoffgehalt auch mehr Karbide  $(Fe, Mn)_3C$  gebildet werden und dadurch auch mehr Mangan dafür benötigt wird. Als Konsequenz verbleibt im Restaustenit weniger Mangan [4].

### 3.1.2 Einfluss des Mangans auf das Umwandlungsverhalten

Wie oben erläutert, gehört Mangan neben Nickel, Kohlenstoff, Kobalt und Stickstoff zu den Legierungselementen, die den  $\gamma$ -Bereich des Fe-Fe<sub>3</sub>C-Zustandsschaubildes erweitern. Bei Mangangehalten über 5% tritt keine Konzentrationsänderung des Mangans bei der  $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung mehr auf, sondern das Gitter klappt diffusionslos um. Bei diesem Umklappvorgang wird das Raumgitter nicht verzerrt, sondern es bildet sich ein  $\alpha$ -Mischkristall, der an Mangan übersättigt ist, man spricht von Manganmartensit. Da die Diffusion so gering ist, kann man die Phase als beständig bezeichnen [4].

Abbildung 3.3 zeigt das Umwandlungsverhalten der Phasen  $\alpha$  und  $\gamma$ , einmal beim Abkühlen ( $\gamma \rightarrow \alpha$ -Umwandlung) und einmal beim Aufheizen ( $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung), bei unterschiedlichen Mangangehalten. Einerseits werden durch das Mangan die Umwandlungspunkte bei der Abkühlung zu tieferen Temperaturen verschoben, andererseits startet beim Aufheizen die Umwandlung erst bei höheren Temperaturen [4].

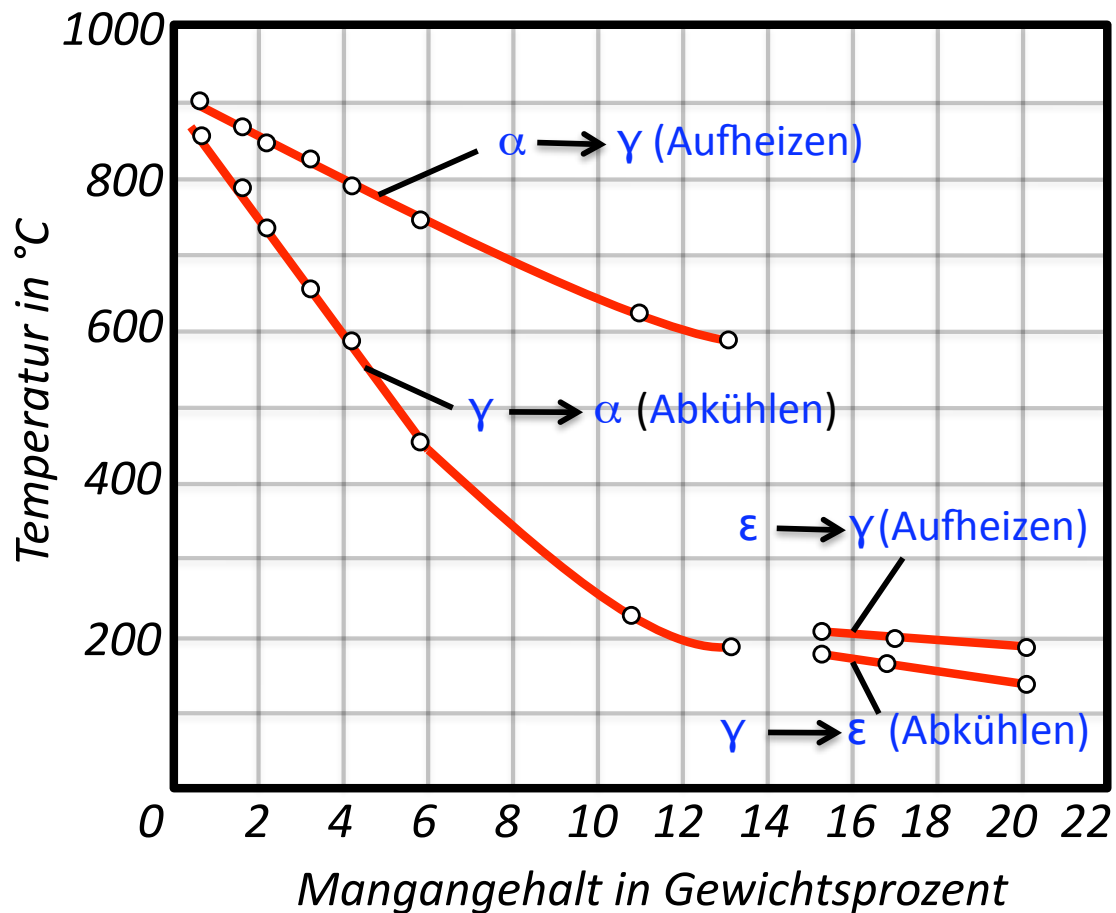


Abbildung 3.3: Temperaturen des Umwandlungsbeginns für die Phasen  $\alpha$ ,  $\gamma$  und  $\epsilon$  bei unterschiedlichen Mangangehalten [4]

Der Grund liegt im Diffusionsausgleich, da die Diffusion im  $\alpha$ -Eisen leichter von sich geht als im  $\gamma$ -Eisen. Es entstehen Temperaturbereiche, bei denen entweder die  $\alpha$ -Phase oder die  $\gamma$ -Phase vorhanden ist, je nach dem ob man abkühlt oder aufheizt. Es sei darauf hingewiesen, dass diese Linien nicht mit den Gleichgewichtslinien zu verwechseln sind, da hier die Kinetik einen entscheidenden Einfluss auf die Umwandlung hat [4].

Die Umklappvorgänge entstehen bis zu einem Mangangehalt von ungefähr 12%. Über 12% wird ein anderer Mechanismus wirksam, es tritt eine sogenannte Schiebungsumwandlung ein. Dabei erfolgt keine Umwandlung in ein kubisch raumzentriertes Gitter ( $\alpha$ -Phase), sondern es erfolgt eine Umwandlung in ein hexagonal dichtestgepacktes Gitter der sogenannten  $\epsilon$ -Phase (Abbildung 3.3). Auch hier ist die Diffusion vernachlässigbar klein, sodass diese Phase auch wieder als stabil bezeichnet werden kann [4].

L. Guillet [5] hat sehr früh den Einfluss des Mangans auf das Auftreten verschiedener Gefüge untersucht (Abbildung 3.4). Er teilte die Manganstähle grob in 3 Klassen ein, in perlitische Stähle, martensitische Stähle und austenitische Stähle. Da dieses Diagramm nur den Schmiedezustand darstellt, also ohne Wärmebehandlung, dient es vor allem zur Übersicht [5].

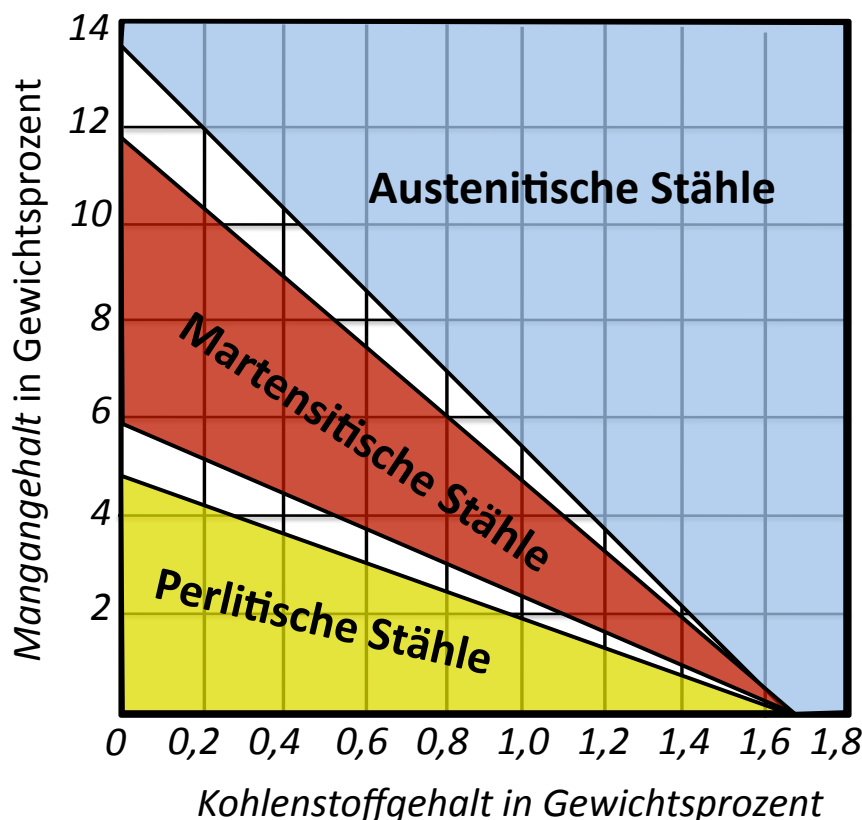


Abbildung 3.4: Gefügebereiche in Abhängigkeit vom Mangangehalt [5]

Erst später zeigten Versuche den Einfluss der Wärmebehandlung auf das Gefüge in Abhängigkeit des Kohlenstoff- und Mangangehaltes. Abbildung 3.5 zeigt die bei unterschiedlichen Wärmebehandlungen auftretenden Gefügearten. Auch die bereits erwähnte  $\epsilon$ -Phase wurde in den Versuchen erstmals nachgewiesen. Diese Diagramme sind 1939 entstanden, besitzen aber noch heute Gültigkeit [4, 6].

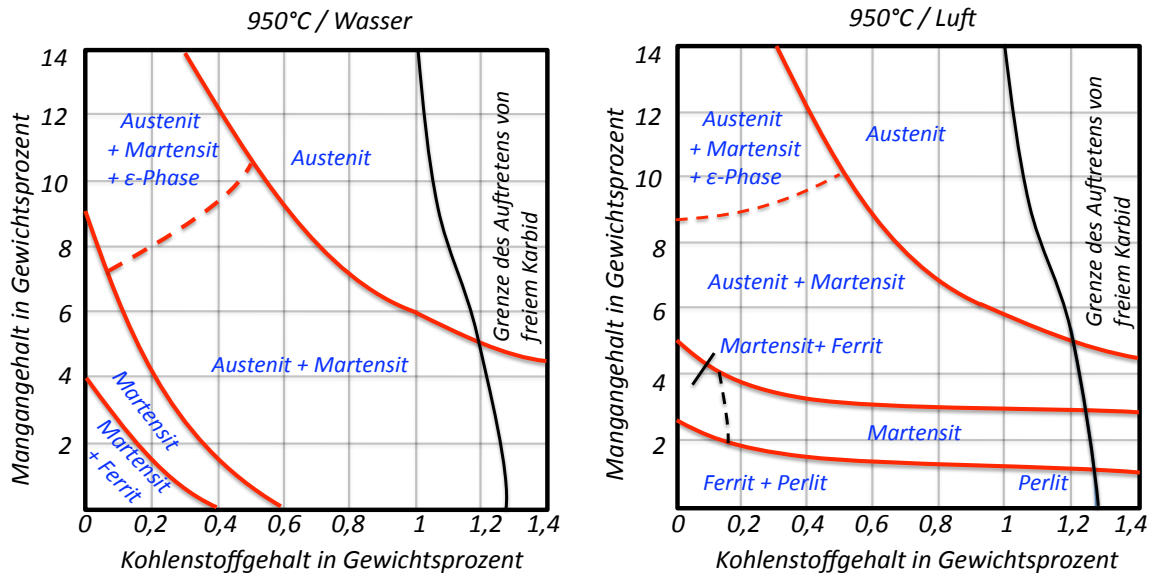


Abbildung 3.5: Gefügegrenzen bei unterschiedlicher Wärmebehandlung, (a) Abkühlung im Wasser und (b) Abkühlung an der Luft [6]

Bei reinen Kohlenstoffstählen ist bekannt, dass die Martensitstarttemperatur ( $M_s$ -Temperatur) vom Kohlenstoff abhängig ist. Je höher der Kohlenstoffgehalt, desto niedriger liegt die Martensitstarttemperatur. Bei Manganstählen wird die Martensitbildung bei Erhöhung des Mangangehaltes auch zu tieferen Temperaturen verschoben [4].

Abbildung 3.6 zeigt die Abhängigkeit der Martensitstarttemperatur von unterschiedlichen Mangan- und Kohlenstoffgehalten. Daraus ist ersichtlich, dass bei höheren Mangangehalten die Martensitstarttemperatur unter die Raumtemperatur fällt. Weitere Martensitbildung kann man in diesen Bereichen nur mehr durch stärkere Unterkühlung erreichen [4].



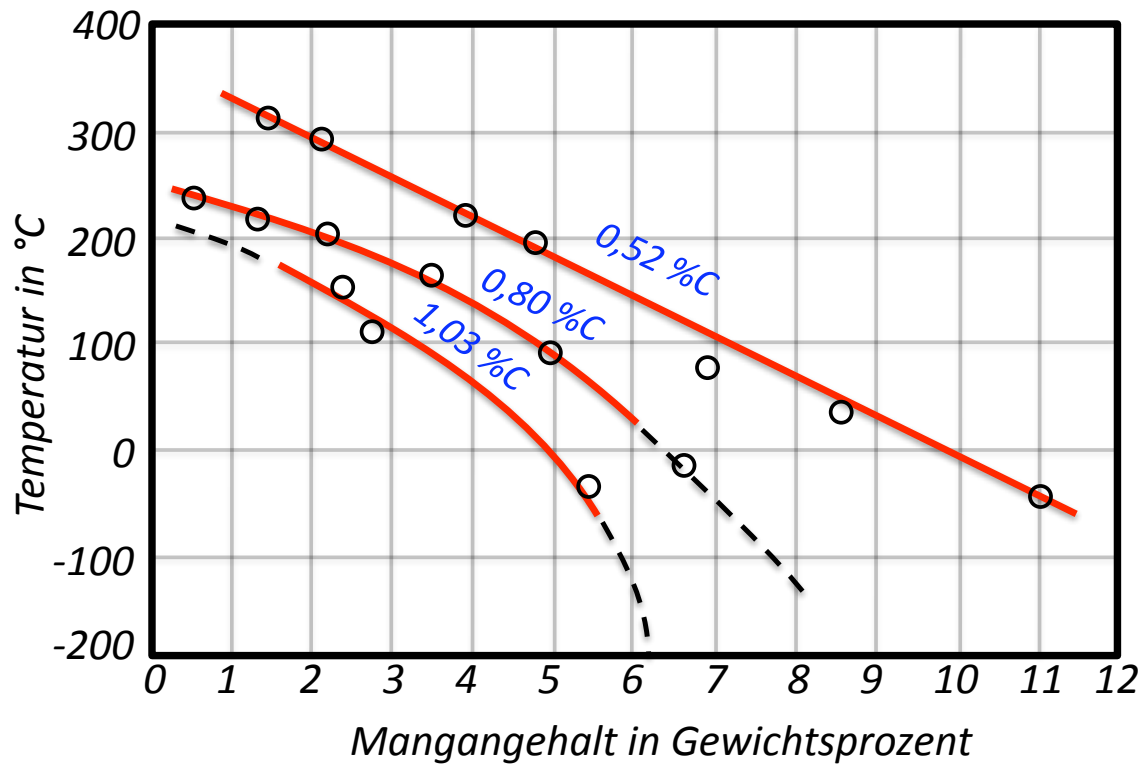


Abbildung 3.6: Einfluss des Mangangehaltes auf die Martensitstarttemperatur bei unterschiedlichem C-Gehalt [7]

## 3.2 Manganhartstahl

### 3.2.1 Allgemeines

Der Manganhartstahl gilt als eine der ältesten und wichtigsten Stahlgussorten. Die Entwicklung und Erfindung dieser Stahlsorte geht auf Sir Robert Hadfield im Jahre 1882 zurück. Er experimentierte an einem Stahlguss, der sowohl eine hohe Festigkeit, als auch eine hohe Zähigkeit besitzen sollte. Der daraus entstandene Manganhartstahl, der diese Eigenschaften vereint und noch zusätzlich eine hohe Kaltverfestigungsfähigkeit aufweist, war zu dieser Zeit einzigartig. Hadfield ließ sich diesen Stahl patentieren, aus diesem Grund wird dieser Manganhartstahl auch vielfach Hadfieldstahl genannt. Die Bezeichnung eines der wichtigsten Vertreter der Manganhartstähle lautet X120Mn12 [2].

#### 3.2.1.1 Zusammensetzung

Die Zusammensetzung der Stahlgussorte GX120Mn12 liegt üblicherweise bei 12.0-13.0% Mangan (Mn), 1.1-1.3% Kohlenstoff (C), max. 1,5% Chrom, 0,3-0.5% Silizium (Si), max. 0,1% Phosphor (P) und max. 0,04% Schwefel (S) [8].

Die sehr gute Verfestigungsfähigkeit bei hoher Zähigkeit bleibt auch dann noch erhalten, wenn man den Kohlenstoff- und Mangangehalt im gleichen Verhältnis zueinander erhöht (~1:10) [4].

#### 3.2.1.2 Eigenschaften

Das Bemerkenswerte am Manganhartstahl ist die Kombination von hoher Härte bei gleichzeitig hoher Zähigkeit, Dehnbarkeit und hoher Kaltverfestigungsfähigkeit. Dieser Stahl kann nach E. Houdremont [4], bei richtiger Wärmebehandlung, eine Festigkeit von 785 bis 1080N/mm<sup>2</sup> und eine Dehnung von über 40% erreichen.

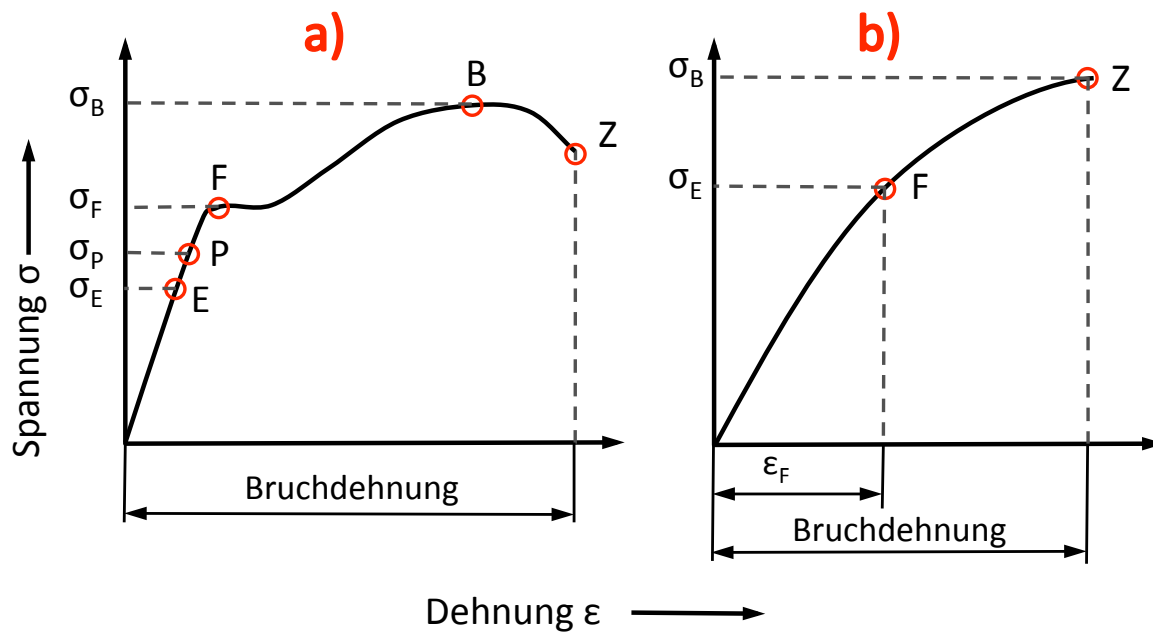


Abbildung 3.7: Dehnung in Abhängigkeit der Spannung bei einem Zugversuch, (a) für perlitischen Stahl und (b) für Manganhartstahl [4]

Der Manganhartstahl ist kein harter sondern eigentlich ein weicher und sehr zäher Werkstoff. Erst durch die Kaltverfestigung kann eine hohe Härte erzielt werden. Auch die Umrechnung von Festigkeit auf die Brinellhärte eines Manganhartstahls lässt sich mit den bekannten Umrechnungsfaktoren eines ferritisch-perlitischen Stahls nicht durchführen. Die Ursache kann man aus dem Spannungs-Dehnungsdiagramm entnehmen. Man sieht einen dauernden, gleichmäßigen Anstieg der Spannung bis zum Bruch, das heißt der Stab erfährt keine Einschnürung und wird über die gesamte Länge gleichmäßig gedehnt (Abbildung 3.7b) [4].

E. Houdremont [4] erklärt dieses Phänomen folgendermaßen: „Dieser Spannungsanstieg das heißt die Verfestigungsfähigkeit ist bei Manganhartstahl höher als bei allen anderen Stählen. Da die Höhe der Spannung im Moment des Abreißen stets von Zufälligkeiten abhängt, kann sich kein Zusammenhang mit der Brinellhärte ergeben.“

Nun stellt sich die Frage, wieso dieser Stahl eine so hohe Verfestigungsfähigkeit besitzt? Es wird vermutet, dass die dichtere Atombesetzung des kubisch flächenzentrierten Gitters den Grund für die hohe Verfestigungsfähigkeit darstellt. Der austenitische Zustand, der eigentlich für die Eigenschaften verantwortlich ist, liegt als stabile Phase nur in bestimmten Temperaturbereichen vor. Wird dieser Stahl z.B. auf 400°C erwärmt, so verändern sich seine

Eigenschaften, so fällt die Zähigkeit, die sich in der Abbildung 3.8 im Biegewinkel widerspiegelt, sehr stark ab [4].

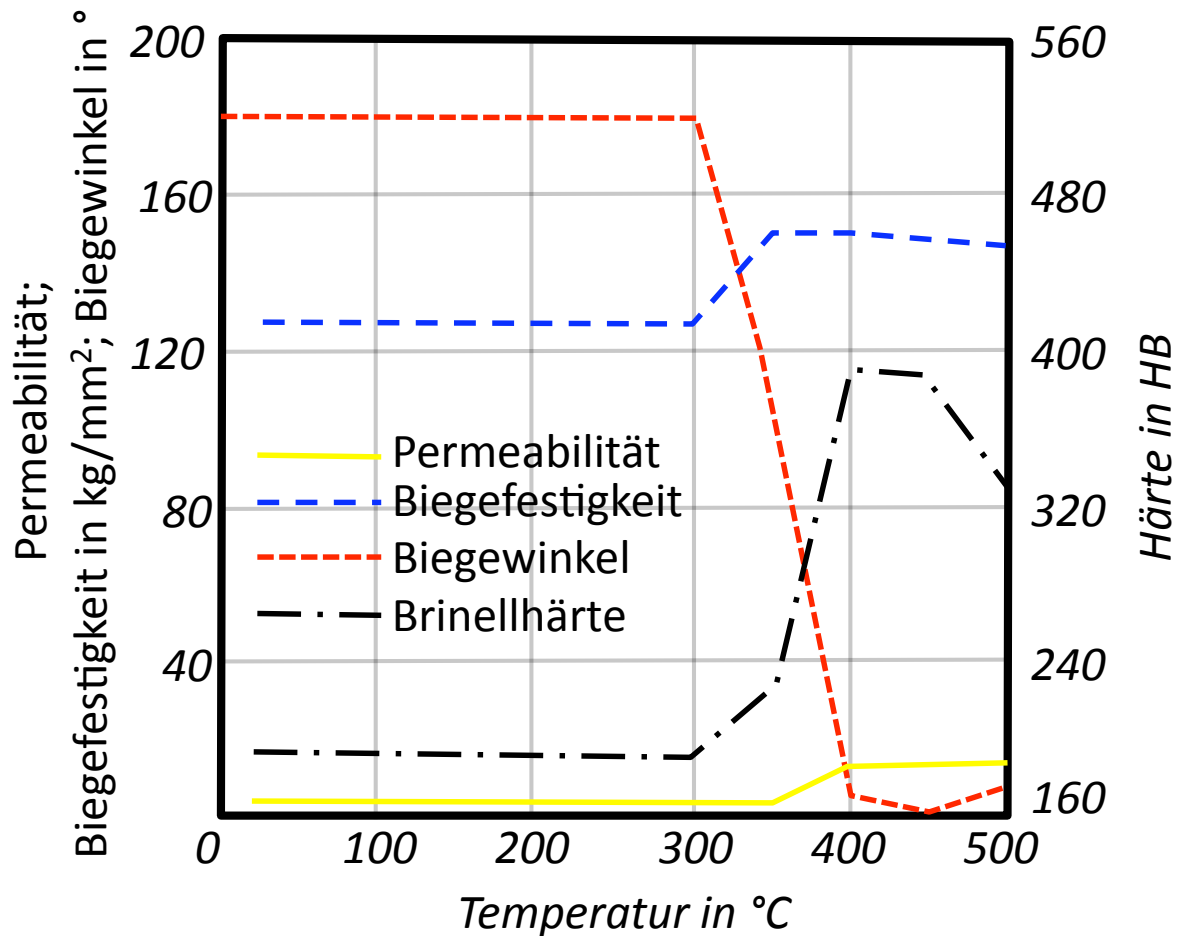


Abbildung 3.8: Veränderung der Härte und der Zähigkeitseigenschaften eines Manganhartstahl beim Anlassen [4]

Als Ursache wird die Diffusion und die Entmischung des Kohlenstoffs angesehen und die damit verbundene Karbidbildung. Es wird angenommen, dass sich diese Karbide plattenförmig auf bestimmten Netzebenen des Austenits bilden. Durch die Karbidbildung verarmt der restliche Austenit an Kohlenstoff, wodurch die Martensitstarttemperatur ansteigt. Kühlt man diesen Stahl danach wieder ab, erhält man Martensit. Die Ausscheidungen von Karbiden erfolgt vorwiegend an den Stellen, wo die Treibkraft für die Bildung der Karbide am größten ist, also an Korngrenzen und bei Kaltverformung an den Gleitebenen. Bei der Herstellung ist darauf zu achten, dass es zu keiner Randentkohlung kommt, denn dadurch kann sich beim Abkühlen vermehrt Martensit bilden. Durch diesen spröden Martensit können sich bei anschließender Verformung des Bauteils Risse bilden [4].

Allerdings gibt es neben den hervorragenden Eigenschaften (hohe Zähigkeit, sehr gute Kaltverfestigungsfähigkeit) auch einige negative Eigenschaften, nämlich eine aufgrund der Zähigkeit sehr schwierige maschinelle Bearbeitbarkeit, Probleme bei Fertigung mit sehr engen Toleranzen und dieser Stahl ist nicht verwendbar für rein reibende Beanspruchung [2, 9].

### 3.2.1.3 Einsatzbereiche

Einsatzgebiete dieser Stahlsorte sind dort, wo eine hohe Verschleißfestigkeit, aber auch eine hohe Zähigkeit, benötigt wird. Bei höherer Druckbelastung bewirkt die hohe Zähigkeit ein Fließen des Werkstoffs, welches durch die hohe Verfestigung eine sehr starke Kalthärte bewirkt [2].

Die Verschleißfestigkeit von Manganhartstählen ist abhängig von der Beanspruchungsart. So kann bei diesen Stählen nur dann eine Kalthärtung entstehen, wenn eine Druckbeanspruchung wirksam ist. Findet keine Druckbeanspruchung statt, kann keine Verfestigung erzielt werden und es erfolgt somit keine Härtesteigerung. Als Beispiel sind hier rein reibende oder schleifende Beanspruchungen ohne nennenswerten Druck zu erwähnen (z.B.: Düsen von Sandstrahlgebläsen, für die der Manganhartstahl nicht geeignet ist) [2, 4].

Manganhartstähle werden in den Bereichen des Berg- und Tagebaus als Baggerschaufeln, Baggereimer, Baggerbolzen, Greiferschneiden, Brechbacken von Steinzerkleinerungsanlagen und Steinpressanlagen, in Bereichen des Militärs als Panzerwerkstoff, in der Automobilrecyclingindustrie als Werkstoff für Greifer etc. und speziell in der Eisenbahnindustrie als Werkstoff für Weichen und Schienen eingesetzt. Ein weiteres wichtiges Einsatzgebiet ist das Auftragsschweißen mit Manganhartstahl um Bauteile verschleißfest zu machen. Dabei muss aber darauf geachtet werden, dass die Schweißwärme so schnell wie möglich abgeführt wird, damit möglichst wenig Karbide entstehen können [2].

### 3.2.2 Gussprozess

Nach E. Piwowarsky [10] wird Manganhartstahl vorwiegend in einem Kupolofen mit anschließendem Konverter hergestellt, wobei Roheisen mit niedrigem Phosphorgehalt verwendet werden soll, da Mangan mit Phosphor ein schädliches Phosphideutektikum bildet. Ein Kupolofen ist nichts anderes als ein Schachtofen, in dem die Metalle geschmolzen werden [10, 11].

Vor allem basische Elektroöfen haben den Vorteil, dass durch die reduzierende Atmosphäre der Manganzuschlag im Ofen erfolgen kann, dadurch ist eine gute Temperaturüberwachung und bei kalkreicher Schlacke gute Desoxidation und Entgasung des Bades möglich. Bei oxidierender Atmosphäre (Siemens Martin Ofen, Bessemerbirne) steigen die Manganverluste, dadurch muss das Mangan vorgeschmolzen werden und wird danach erst der Grundschmelze beigefügt [10].

In der Literatur [9] wird auch auf die Unterschiede zwischen Aufbau- und Umschmelzchargen hingewiesen. Generell gilt die Aufbauschmelze als ein besseres Schmelzverfahren für Manganhartstahl, da bei Umschmelzchargen, durch Wasserstoff, Stickstoff, Phosphor und Sauerstoff im Stahl, leichter Risse, Poren und Lunker entstehen können. Um hochwertigen Manganhartstahl zu erzeugen, ist es wichtig, geeignete Desoxidationstechniken einzusetzen, um oxidische Einschlüsse im Guss zu verhindern. Vor allem Manganoxid gilt als besonders schädlich, weil dadurch vor allem die Zähigkeit herabgesetzt wird [9, 10].

Wichtig beim Abguss von Manganhartstahl ist die richtige Gusstemperatur. Der Schmelzpunkt liegt zwischen 1270 und 1350°C. Die Gusstemperatur ist abhängig von der Wanddicke des Bauteils und schwankt zwischen 1450 bis 1700°C. Allerdings soll die Gusstemperatur so niedrig wie möglich sein, um die Korngröße klein zu halten. Es ist allgemein bekannt, dass speziell in der Primärkristallisation die Korngröße stark beeinflusst werden kann. Manganhartstahl ist durch den Legierungsanteil von 12% Mangan ein hochlegierter Stahl. Wie alle hochlegierten Stähle hat der Manganhartstahl eine geringe Wärmeleitfähigkeit, was eine Erhöhung der Kristallisationsgeschwindigkeit bewirkt und deswegen neigt der Stahl zur Transkristallisation. Unter Transkristallisation versteht man ein Wachsen von Stengelkristallen mit einer bestimmten Vorzugsrichtung [10].

Wird bei zu hohen Temperaturen abgegossen, bildet sich ein grobes dendritisches (stengeliges) Gefüge. Das heißt die Korngröße und daraus abgeleitet die mechanischen Eigenschaften sind direkt von der Gießtemperatur abhängig. Grobes Korn neigt leichter zu Rissbildung, weist eine geringere Verschleißfähigkeit auf und ist daher von geringerer Qualität. Abbildung 3.9 zeigt den Einfluss der Kerbschlagzähigkeit in Abhängigkeit von der Gießtemperatur und daraus ableitend der Korngröße [10, 12].

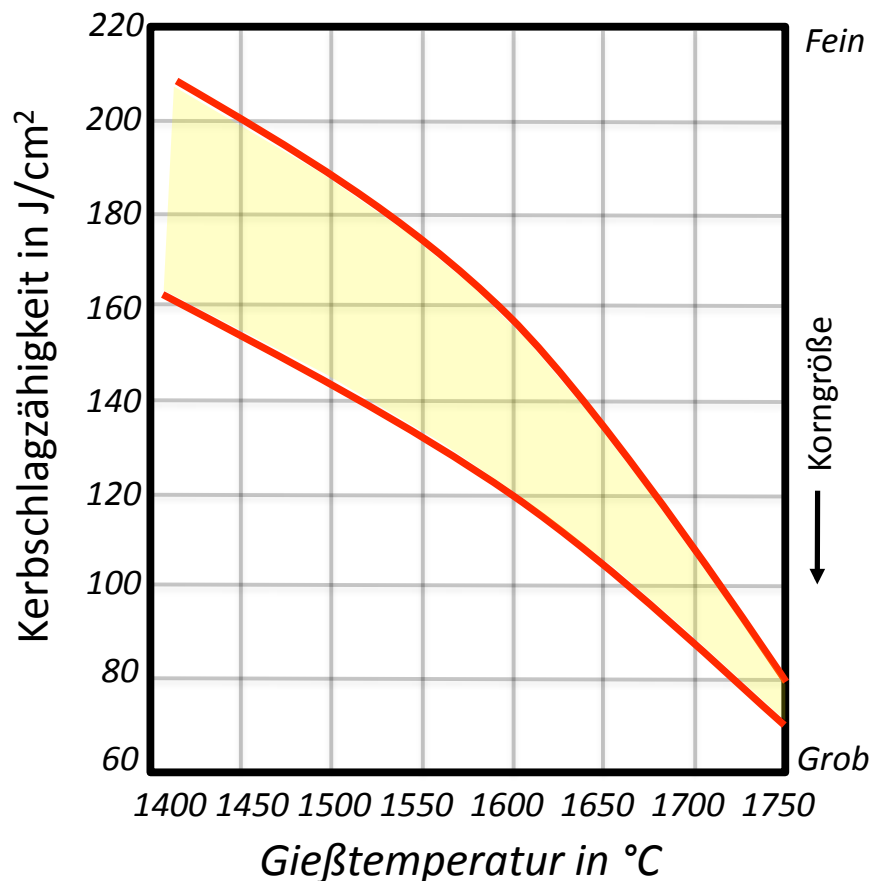


Abbildung 3.9: Abhängigkeit der Kerbschlagzähigkeit von der Gießtemperatur und der Korngröße eines Manganhartstahls [13]

Untersuchungen von E. Piwowarsky [10] zeigten, dass ab einer Gießtemperatur von 1550°C das Korn von einer globulitischen Form in eine dendritische Form übergeht.

Wird bei zu geringen Temperaturen abgegossen, so weist das Material Verunreinigungen und Einschlüsse auf, die die mechanischen Eigenschaften herabsetzen. Um das zu verhindern, benötigt man eine genügend hohe Temperatur, damit eine Desoxidation der Schmelze stattfinden kann und damit Verunreinigungen in die Schlacke nach oben steigen. Die besten Ergebnisse können somit, mit der tiefsten, gerade noch abgießfähigen Temperatur, für eine bestimmte Wanddicke, erzielt werden. Das feinste Korn erhält man mit der tiefsten

Gießtemperatur, welches sich aber bei steigender Wanddicke wieder vergrößert (Abbildung 3.10) [10].

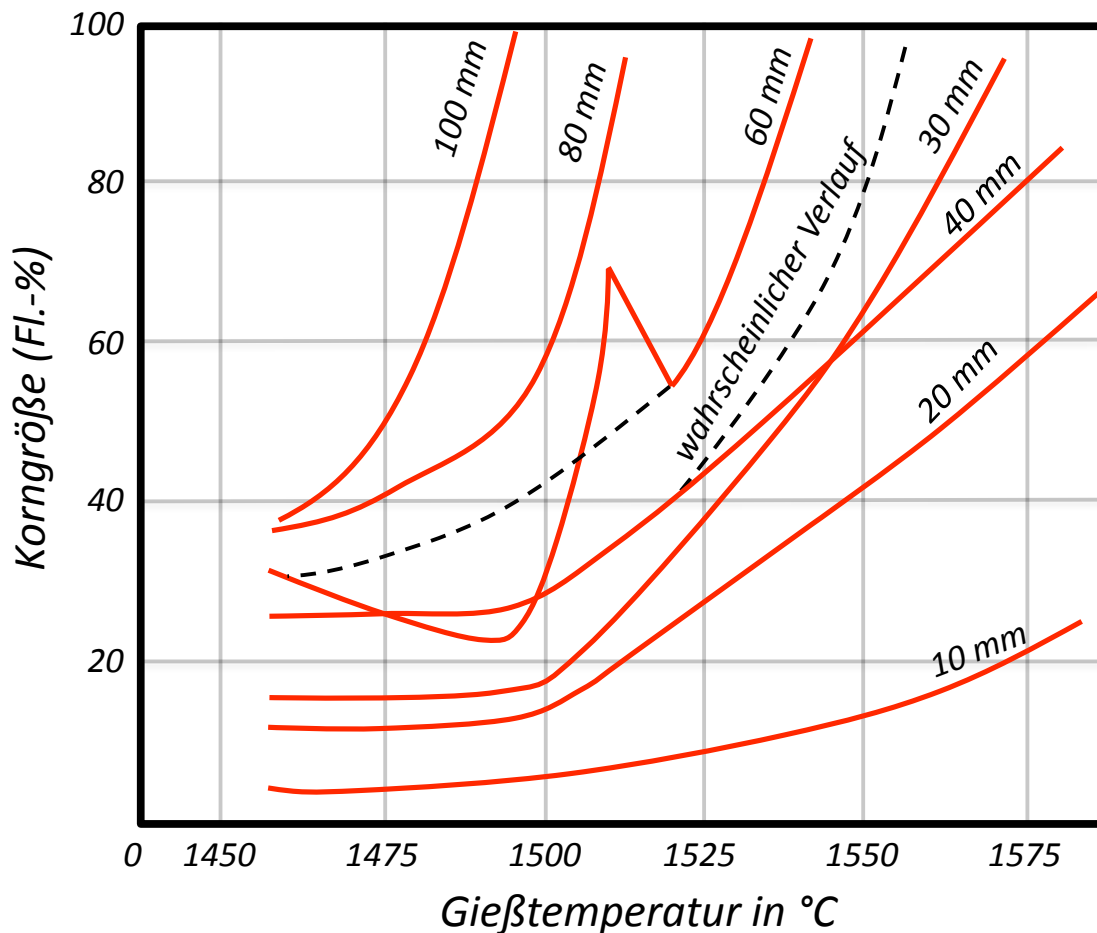


Abbildung 3.10: Abhängigkeit der Korngröße des Manganhartstahls von der Gießtemperatur bei verschiedenen Wandstärken [10]

Aus Abbildung 3.10 wird ersichtlich, die Querschnitte so gering wie möglich zu wählen, weil das Kornwachstum bei größeren Wandstärken viel schneller abläuft. Die Werte bei den Kurven von 40mm und 60mm Wandstärke weisen Schwankungen bei den Messungen auf. Deshalb zeigen die strichlierten Linien den wahrscheinlichen Verlauf bei diesen Wandstärken [10].

Eine Eigenschaft des Manganhartstahls ist sein hoher Wärmeausdehnungskoeffizient. Das heißt beim Abkühlen tritt eine starke Schrumpfung von 2,6 bis 2,7% ein, daher muss bei der Konstruktion darauf geachtet werden, dass scharfkantige Ecken vermieden werden. Diese können stets Ausgangsstellen von Rissen darstellen. Um große Spannungen und Rissbildung zu vermeiden, muss man bei großen und langen Bauteilen beachten, dass die Schrumpfung, beim Abkühlen in der Sandform, ungehindert erfolgen kann [10, 14].



## Gefügestand nach dem Abguss

Der Manganhartstahl besteht nach dem Abguss aus Austenitkörnern mit ausgeschiedenen Karbiden. Sind nur geringe Mengen an Karbiden vorhanden, so scheiden sich diese vorwiegend an den Korngrenzen, bei großen Mengen auch im Austenitkorn aus. Wie aus Abbildung 3.11 hervorgeht, steigt die Anzahl der Karbide im Gefüge mit dem Gehalt an Kohlenstoff und Mangan. Da die Karbide die mechanischen Eigenschaften negativ beeinflussen und speziell Korngrenzenkarbide die Sprödigkeit erhöhen, ist es wichtig, sie durch eine anschließende Wärmebehandlung in Lösung zu bringen [10].

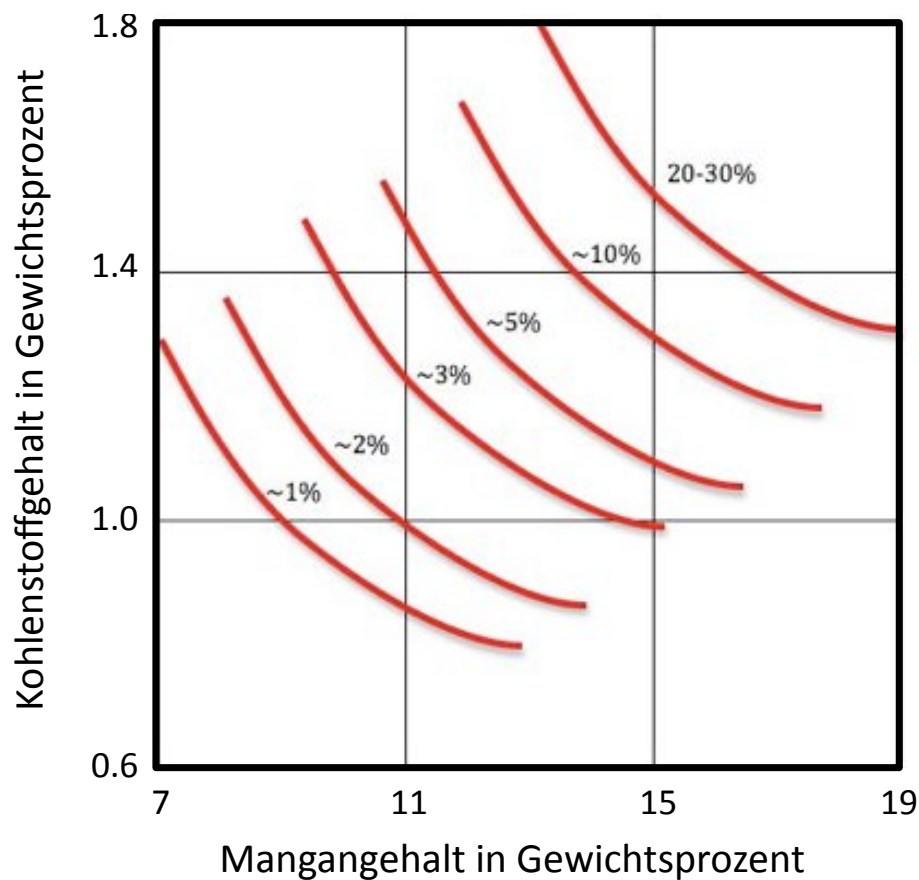


Abbildung 3.11 Prozentueller Anteil an Karbiden in einem austenitischen Gussgefüge aus Manganhartstahl [10]

Dabei weisen Umschmelzchargen durch den erhöhten Anteil von Manganstahlschrott und dem dadurch erhöhten Anteil an Kohlenstoff mehr ungelöste Karbide auf. Es ist auch mit einem erhöhten Zementitgehalt zu rechnen, wenn das Verhältnis zwischen Kohlenstoff und Mangan nicht mehr 1:10 beträgt, sondern der Anteil des Kohlenstoffes zunimmt. Laut E. Piwowarsky [10] ist ein Zementitgehalt von 10% bei nachfolgender Wärmebehandlung noch tragbar.

### 3.2.3 Wärmebehandlung

Um ein breites Einsatzgebiet dieses Stahles zu erzielen, ist eine gezielte Wärmebehandlung erforderlich. Ziel der Wärmebehandlung soll es sein, die Karbide aufzulösen, um den Vorteil der hohen Zähigkeit bei gleichzeitig hoher Verfestigungsfähigkeit auszunützen und ein rein austenitisches Gefüge zu erzielen. Die richtige Glühtemperatur zu bestimmen, erfordert eine gründliche Analyse der vorherrschenden Einflussgrößen (chemische Zusammensetzung, Bauteilgeometrie, Abkühlbedingungen, Karbidanteil). Wird die Glühtemperatur zu hoch gewählt, bildet sich ein zu grobes Korn, wird sie zu niedrig gewählt, so lösen sich die Karbide nicht vollständig auf. Die Wärmebehandlung läuft folgendermaßen ab [10]:

- Glühen bei ungefähr 1000-1100°C, um die Karbide vollständig zu lösen
- Halten des Bauteils bei dieser Glühtemperatur
- Abschrecken auf Raumtemperatur, um die Karbidbildung zu unterdrücken

Abbildung 3.12 zeigt Kurven gleicher Wärmebehandlung in Abhängigkeit des Mangan- und Kohlenstoffgehaltes. Aus der Graphik geht hervor, dass die richtige Glühtemperatur und Haltedauer vom Verhältnis Kohlenstoff zu Mangan abhängig sind. Je höher das Verhältnis Kohlenstoff zu Mangan ist, desto schwerer lassen sich die Karbide lösen. Man darf die Glühtemperatur allerdings nicht zu hoch wählen, da ab 1100°C die Kornstruktur sehr stark vergrößert. Eine Grobkornstruktur bewirkt eine Abnahme der Zähigkeit, oder anders formuliert, die Spröbruchneigung erhöht sich [10, 15].

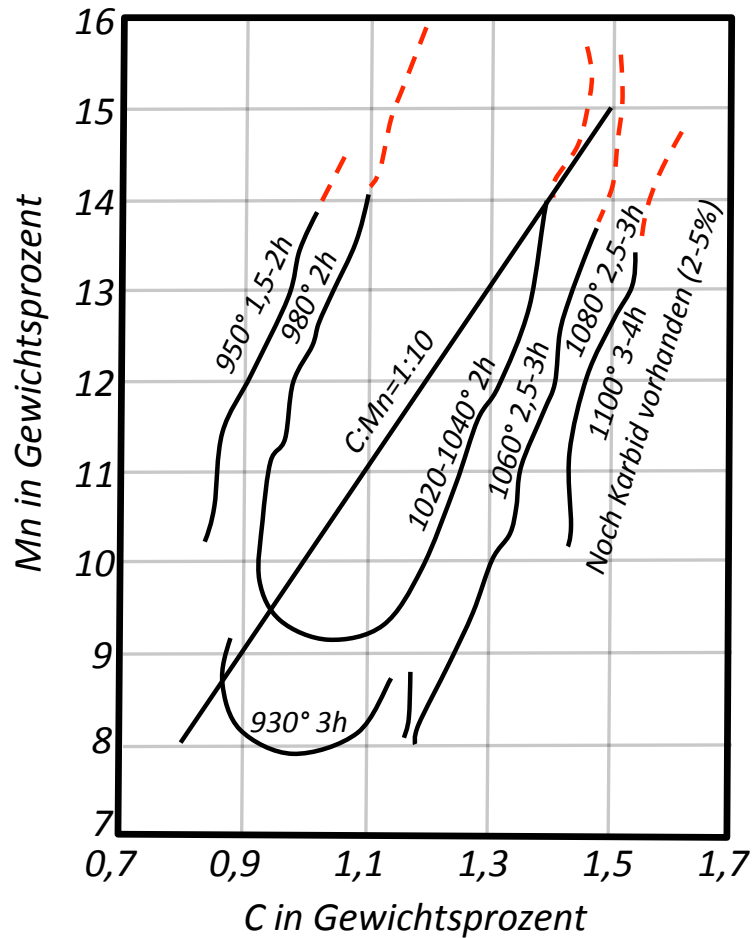


Abbildung 3.12: Kurven gleicher Wärmebehandlung von Manganhartstahl [14]

Die Glühdauer ist neben der chemischen Zusammensetzung auch noch von der Wanddicke des Bauteils abhängig. Die Glühzeit beträgt nach Piwowarsky [10] bei 1050°C ungefähr 1 Stunde je 25 Millimeter Wanddicke. Abbildung 3.13 zeigt schematisch die Veränderung der Korngröße bei zu hoher Glüh Temperatur. Beim Lösungsglügen bei Temperaturen von 950-1250°C bewegt sich der mittlere Korndurchmesser im Bereich von 24µm bis 645µm [10, 16].

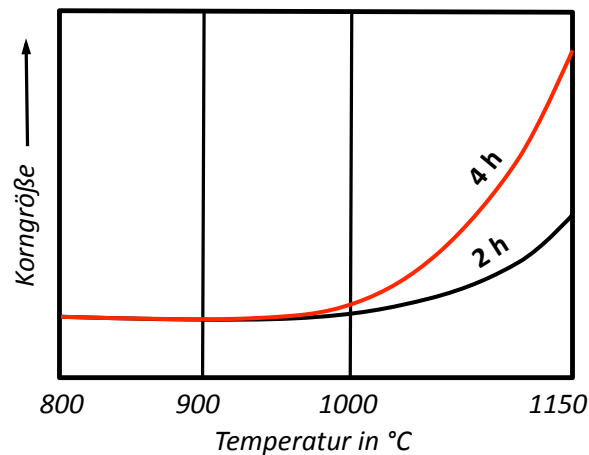


Abbildung 3.13: Schematische Kornvergrößerung in Abhängigkeit von der Glüh Temperatur [14]

Aber nicht nur die Glühdauer ist von der Wanddicke des Bauteils abhängig, sondern auch die Abkühlgeschwindigkeit. Die größten Abkühlgeschwindigkeiten liefern Bauteile mit einer geringen Wandstärke, was logisch erscheint, da bei dicken Wandstärken das Bauteil viel länger im Wasserbad liegen muss, bis auch der Kern vollständig abgekühlt ist. Abbildung 3.14 zeigt die unterschiedlichen Abkühlraten im Wasserbad bei verschiedenen Wandstärken [2].

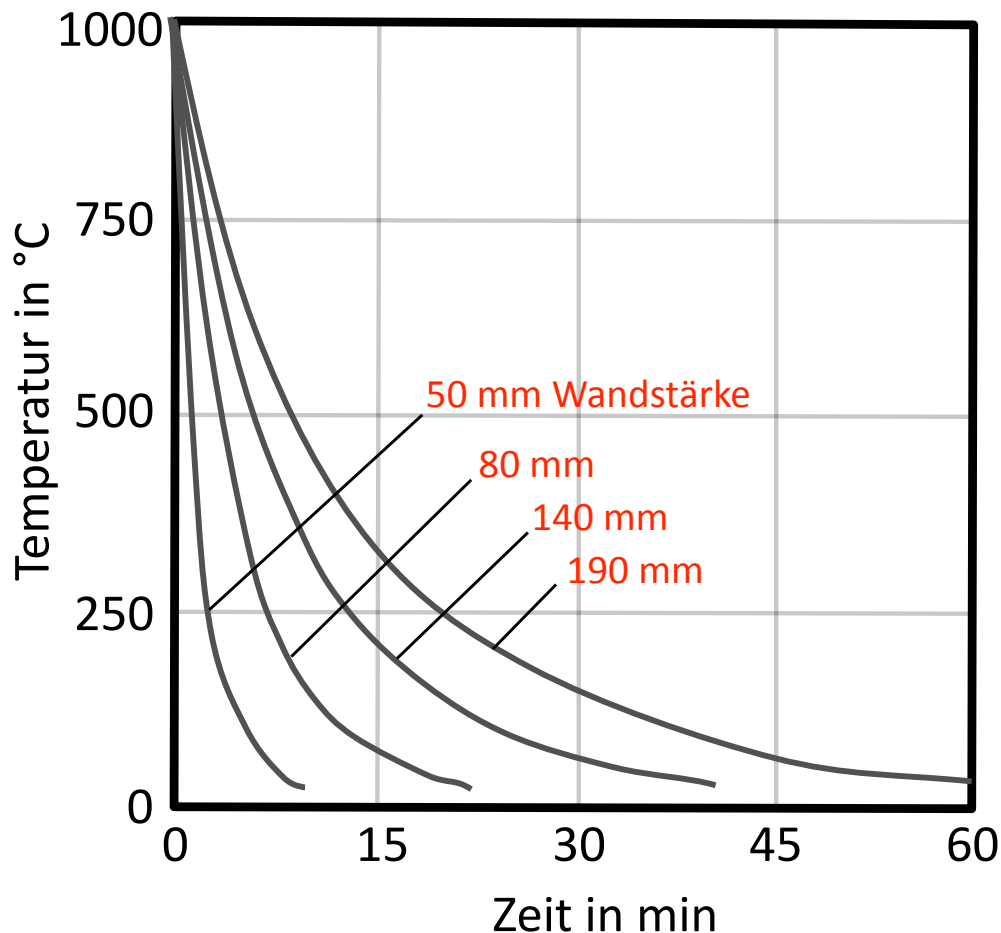


Abbildung 3.14 Beeinflussung der Abkühlrate durch unterschiedliche Wandstärken [2]

Dabei werden die höchsten Abkühlraten bei geringen Wandstärken erzielt. Laut D. K. Subramanyan, A. E. Swansiger und H. S Avery [2] sind Wandstärken bis zu 150 mm unproblematisch, was den negativen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften betrifft.

### 3.2.4 Einfluss von Legierungs- und Zusatzelementen im Manganhartstahl

Neben Eisen, Mangan und Kohlenstoff sind noch weitere Elemente im Stahl vorhanden. Sowohl bei der Herstellung als auch im Gussprozess gelangen Legierungs- und Begleitelemente in den Stahl. Es gilt, diese Begleitelemente in den vorgeschriebenen Grenzen zu halten, damit sie keinen zu starken Einfluss auf das Werkstoffverhalten ausüben.

#### **Wasserstoff**

In der Literatur geht die Meinung über die Schädigung durch erhöhten Wasserstoffgehalt auseinander. Während K. Roesch und K. Zimmermann [17] eine Schädigung durch Wasserstoff aufzeigen, weisen laut E. Houdremont [4] austenitische Stähle keine Versprödungserscheinungen durch Wasserstoff auf. Auch H. H. Uhlig [18] konnte keine Versprödungserscheinungen feststellen [9].

#### **Phosphor**

Phosphor gilt als ein besonders schädliches Element im Manganhartstahl, da es laut E. Piwowarsky [10] ein Phosphideutektikum an den Korngrenzen bildet. Durch dieses Phosphideutektikum werden Streckgrenze, Zugfestigkeit, Dehnung, Kerbschlagarbeit, Einschnürung, Biegefestigkeit, Durchbiegung, Kornfeinheit, Rissbeständigkeit, Verschleißfestigkeit, Schweißbarkeit herabgesetzt und die Härte wird erhöht. Aus diesem Grund ist für hochwertige Manganhartstähle ein max. Gehalt von Phosphor von 0,1% festgelegt [9].

#### **Schwefel**

In geringen Mengen im Manganhartstahl spielt Schwefel eine untergeordnete Rolle, da er mit Mangan Mangansulfid bildet und leicht verschlackt [9].

#### **Chrom**

Chrom erhöht neben der Festigkeit und Streckgrenze besonders die Verschleißfestigkeit und Härte, die Verfestigung wird kaum beeinflusst und die Dehnung nimmt ab [10].

## Molybdän

Molybdän erhöht ebenfalls die Streckgrenze. Bei großen Querschnitten soll vor allem ein Molybdänzusatz von mehr als 0,5% die unvermeidliche Karbidbildung, trotz rascher Abkühlung, mindern [9].

## Kohlenstoff

Der Anteil des Kohlenstoffs ist natürlich vom Verwendungszweck abhängig. Ganz allgemein kann gesagt werden, dass bei hoher Zähigkeit ein niedriger Kohlenstoffgehalt und bei hoher Verschleißfestigkeit ein höherer Kohlenstoffgehalt gefordert wird. Abbildung 3.15 zeigt die Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften vom Kohlenstoffgehalt [10].

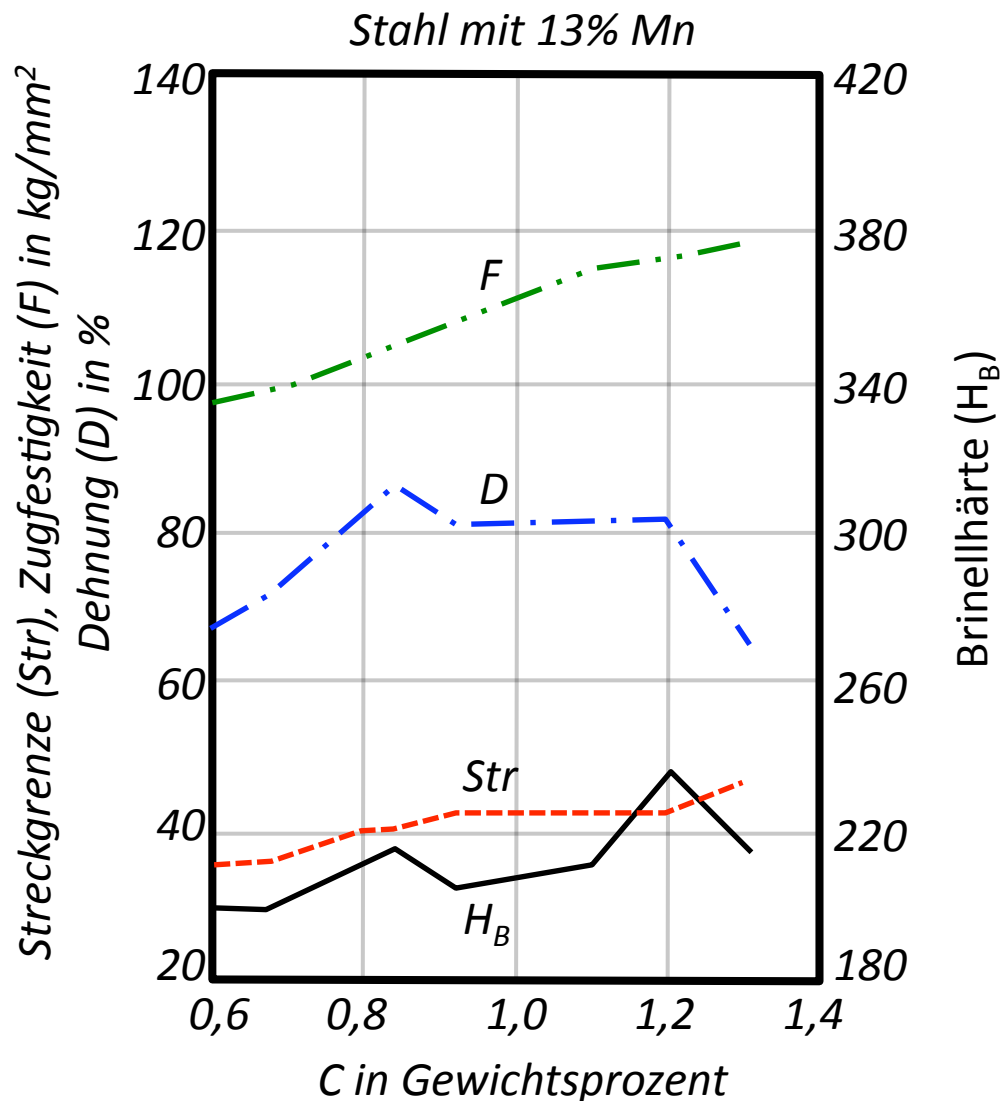


Abbildung 3.15: Festigkeitseigenschaften in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt eines Manganhartstahls mit 13% Mangan [10]

## Stickstoff

Stickstoff gilt als extrem schädliches Element im Manganhartstahl. Vor allem in Kombination mit Aluminium kann es zur Bildung von Aluminiumnitrid kommen, das den Manganhartstahl stark versprödet [9].

## Aluminium

Aluminium wird als Desoxidationsmittel eingesetzt und wird erst durch Verbindung mit Stickstoff zum schädlichen Aluminiumnitrid.

### 3.2.5 Einfluss der Aluminiumnitridausscheidungen

Aufgrund der schädigenden Wirkung dieser Verbindung, aber auch in Hinblick auf die experimentellen Ergebnisse, ist es wichtig, diese Ausscheidungen extra anzuführen und etwas ausführlicher zu behandeln. Aluminiumnitridausscheidungen bilden sich bereits bei der Erstarrung der Schmelze oder bei einer nachfolgenden Wärmebehandlung und lagern sich vorwiegend an den energetisch günstigen Austenitkorngrenzen an. Voraussetzung für das Ausscheiden von Aluminiumnitridteilchen ist das Vorhandensein von gelösten Aluminium- und Stickstoffteilchen, die sich bei Überschreitung der Sättigung als Aluminiumnitrid ausscheiden [19].

E. Schürmann und M. Hoffmann [9] analysierten das Ausscheidungsverhalten von Aluminiumnitrid (AlN) im Manganhartstahl (X120Mn12) mit Hilfe mikroskopischer Untersuchungen. Es wurden 34 Proben mit unterschiedlichen Stickstoff- und Aluminiumgehalten analysiert. Abbildung 3.16 zeigt die Löslichkeitshyperbel in Abhängigkeit des Stickstoff- und Aluminiumgehaltes. Alle Proben in denen Aluminiumnitridausscheidungen gefunden worden sind, liegen über der Löslichkeitshyperbel mit dem Löslichkeitsprodukt  $[Al] \cdot [N] = 4 \cdot 10^{-4} \%$ . Proben bei denen keine Ausscheidungen gefunden worden sind, liegen unterhalb der Löslichkeitshyperbel.

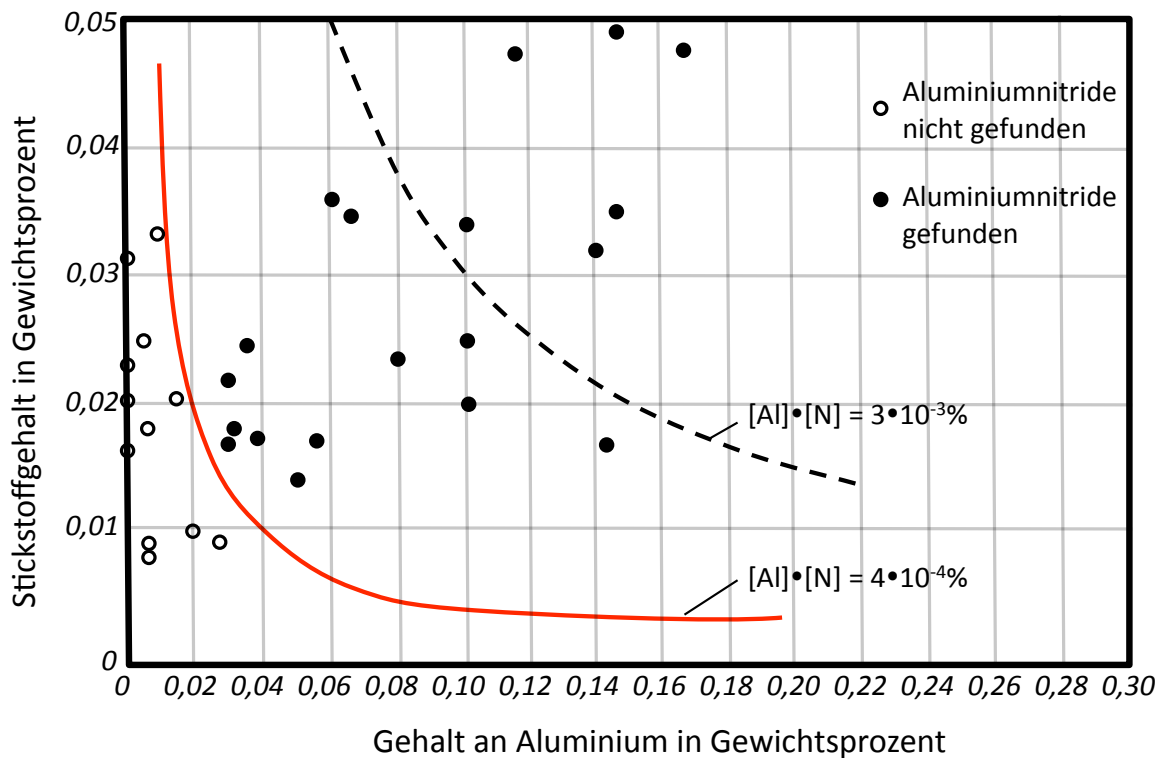


Abbildung 3.16: Gefundene und nicht gefundene Aluminiumnitridausscheidungen in Manganhartstählen in Abhängigkeit des Stickstoff- und Aluminiumgehaltes [9]

Bei Aluminium- und Stickstoffgehalten mit einem Löslichkeitsprodukt größer als  $[Al] \cdot [N] = 4 \cdot 10^{-4} \%$ , kommt es durch die langsame Abkühlung bedingt durch die schlechte Wärmeleitfähigkeit des Stahls und durch die Sandform mit sinkender Temperatur zur Ausscheidung von Aluminiumnitrid. Da die Abkühlung in der Regel nicht langsam genug vor sich geht, um eine vollständige Ausscheidung zu erzielen, wird das Gleichgewicht im Gussgefüge nicht erreicht. Weichenherzen werden aber nach dem Abguss bis zu 10 Stunden bei  $1050^\circ\text{C}$  geblüht. Bei diesem Glühvorgang sind dann die Diffusionsbedingungen so günstig, dass sich zusätzliche Aluminiumnitride bilden können, auch eine Vergrößerung der Ausscheidungen tritt ein [9].

Neben den Untersuchungen, ob und wann Aluminiumnitridteilchen auftreten können, wurden noch Untersuchungen über die Veränderung der Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Menge an Aluminiumnitridausscheidungen durchgeführt (Abbildung 3.17).



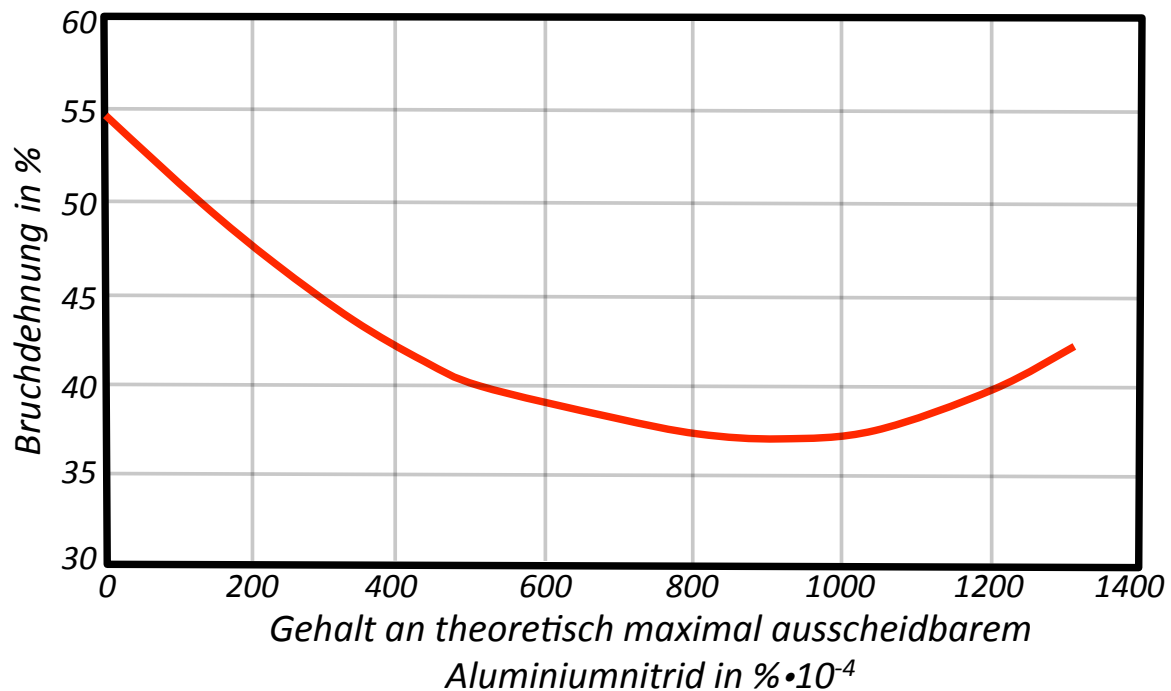


Abbildung 3.17: Veränderung der Bruchdehnung in Abhängigkeit von der maximal ausscheidbaren Aluminiumnitridmenge an Manganhartstählen [9]

Die Abbildung zeigt, dass die höchste Bruchdehnung beim geringsten Wert an Aluminiumnitrid erzielt worden ist. Weiters fällt die Bruchdehnung mit steigenden Aluminiumnitridwerten zunächst stark ab und steigt bei sehr hohen Werten wieder leicht an. Der Grund für den leichten Anstieg am Ende liegt an der sehr regelmäßigen Anordnung der Ausscheidungen im Gefüge. E. Schürmann und M. Hoffmann [9] stellten fest, dass der Stahl mit der höchsten Dehnung frei von Ausscheidungen war. Sind geringe Mengen an Aluminiumnitridausscheidungen vorhanden, so scheiden sich diese vorwiegend an Korngrenzen ab, hingegen bleibt das Korninnere relativ frei von Ausscheidungen. Die Probe mit der niedrigsten Dehnung weist sowohl im Korn als auch an den Korngrenzen große Mengen an Ausscheidungen auf, wobei sich an den Korngrenzen zusammenhängende Aluminiumnitridnetzwerke bilden. Auch das Bruchverhalten bei den unterschiedlichen Aluminiumnitridgehalten wurde untersucht. Bei Proben mit geringen AlN-Gehalten und höchsten Dehnungen wurden Verformungsbrüche festgestellt. Während bei Proben mit hohen AlN-Gehalten und niedrigsten Dehnungen Trennbrüche beobachtet wurden.

Das Problem dieser Ausscheidung ist nicht so sehr die Schwächung des tragenden metallischen Querschnittes, sondern vielmehr die Tatsache, dass diese Ausscheidungen wie Kerben im Bauteil wirken. Durch diese entstehen örtliche Spannungskonzentrationen, die

natürlich Einfluss auf das Zähigkeitsverhalten des Werkstoffes haben. Sind die Ausscheidungen gleichmäßig im Bauteil verteilt und besitzen eher eine globulare Form, so wirken sie sich nicht so stark aus, als wenn sie sich lamellen- oder plattenförmig ausbilden oder perlschnurartig anordnen. Vor allem zusammenhängende Anordnungen von Aluminiumnitridteilchen entlang der Austenitkorn Grenzen neigen unter Belastung zu Mikrorissen, die zur Bildung von interkristallinen Brüchen führen [19].

### 3.2.6 Kaltverfestigungsmechanismus

Durch plastische Verformung infolge von Druckspannungen wird die Härte im Oberflächenbereich erhöht. Unter Härte versteht man ganz allgemein den Widerstand gegen plastische Verformung. Erfolgt der Vorgang im kalten Zustand des Bauteils, spricht man von Kaltverfestigung. Diese Möglichkeit der Verfestigung wird vor allem bei Bauteilen mit geringer Härte angewandt, um die Verschleißfestigkeit zu erhöhen. Die Kaltverfestigungsfähigkeit der einzelnen Werkstoffe ist unterschiedlich. Vor allem bei Werkstoffen mit hoher Kaltverfestigungsfähigkeit ist das Verfahren der Oberflächenhärtung durch Einbringen von Druckspannungen eine sehr gute Möglichkeit, die Härte und dadurch die Verschleißbeständigkeit um das 2-3fache zu erhöhen [2, 20].

Möglichkeiten der Härtesteigerung durch Kaltverfestigung:

- Kugelstrahlen
- Hämmern
- Walzen
- Sprengverfestigen

Speziell bei austenitischen Stählen, die keine Gitterumwandlung bei der Abkühlung vollziehen, ist die Kaltverformung eine sehr gute Maßnahme, um die Härte zu steigern. Der Grad der Härtesteigerung ist allerdings von Werkstoff zu Werkstoff verschieden, aufgrund unterschiedlicher Gitterstruktur und chemischer Zusammensetzung.

#### 3.2.6.1 Grundlagen

Die Ursache der Härtesteigerung bei der Kaltverfestigung ist das gegenseitige Blockieren von Versetzungen. Plastische Verformung bewirkt das Wandern von Versetzungen. Wird die Versetzungsbewegung durch Einbringen von neuen Versetzungen, die sich gegenseitig behindern, erschwert, so erfolgt eine Härtesteigerung. Ein weiterer Vorteil besteht darin, dass nur die Oberfläche eine Härtesteigerung erfährt, der Kernbereich des Bauteils bleibt unverändert [21].

Betrachtet man einen realen Kristall, so sind in jedem Kristall Fehler vorhanden. Man unterscheidet dabei in:

- Nulldimensionale Gitterbaufehler (Leerstellen, Fremdatome)
- Eindimensionale Gitterbaufehler (Versetzungen)
- Zweidimensionale Gitterbaufehler (Korngrenzen)
- Dreidimensionale Gitterbaufehler (Verunreinigungen)

Wie bereits erwähnt, sind vor allem Versetzungen für die Härtesteigerung bei der Kaltverfestigung verantwortlich. Die Kraft, die für die Bewegung der Versetzung aufgebracht werden muss, ist aber nicht in allen Kristallrichtungen gleich groß. So gleiten jene Gitterebenen am leichtesten aneinander ab, die am dichtesten gepackt sind. Aus Abbildung 3.18 geht hervor, dass die Spannung, die zur Bewegung der Versetzung notwendig ist, bei dichtest gepackten Ebenen geringer ist, als bei Ebenen, die nicht so dicht gepackt sind. Bei kfz (kubisch flächenzentrierten) Gittern gibt es 4 dichtest gepackte Ebenen und 3 Gleitrichtungen, dadurch ist auch die Verformungsfähigkeit im Vergleich zu hdp (hexagonal dichtest gepackten) Gittern höher [21].

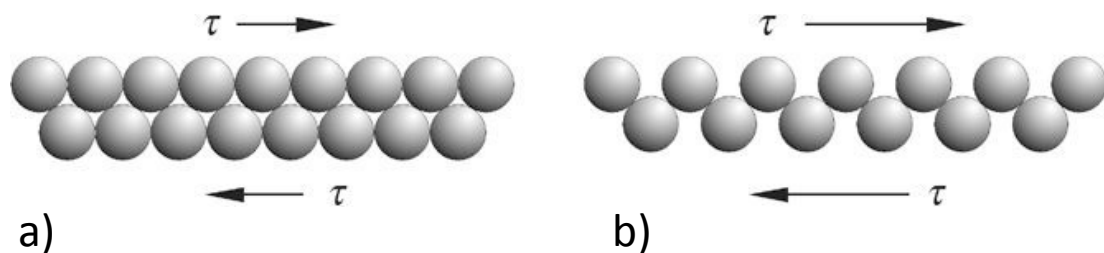


Abbildung 3.18: Gleitbewegung auf Ebenen verschiedener Packungsdichte, (a) hohe Packungsdichte, geringe Schubspannung und (b) geringe Packungsdichte, hohe Schubspannung [21]

Betrachten wir einen Ausschnitt einer Kristallebene mit einer Versetzung wie sie in Abbildung 3.19a dargestellt ist.

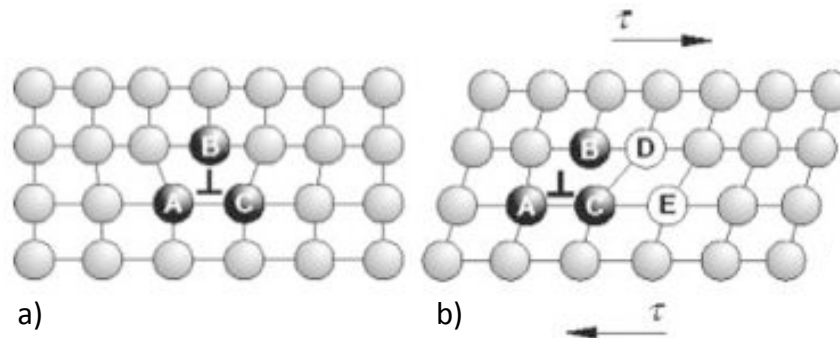


Abbildung 3.19: Kristallausschnitt mit einer Versetzung, (a) ohne Schubspannung und (b) mit angelegter Schubspannung [21]

Wird nun eine Schubspannung angelegt, so verformt sich der Kristallausschnitt, das heißt er wird verzerrt. Dadurch ist der Abstand AB und CD nicht mehr gleich, was eine Verzerrung des Gitters bewirkt (Abbildung 3.19b). Diese Störung bewirkt eine Verlagerung der Atome, sodass die Atome CDE die Lage einnehmen, die vor der Belastung noch ABC eingenommen hatten. Die Versetzung ist also um eine Position gewandert. Bleibt die Spannung weiter aufrecht, so wandert die Versetzung bis an die Oberfläche (Abbildung 3.20 und Abbildung 3.21a).

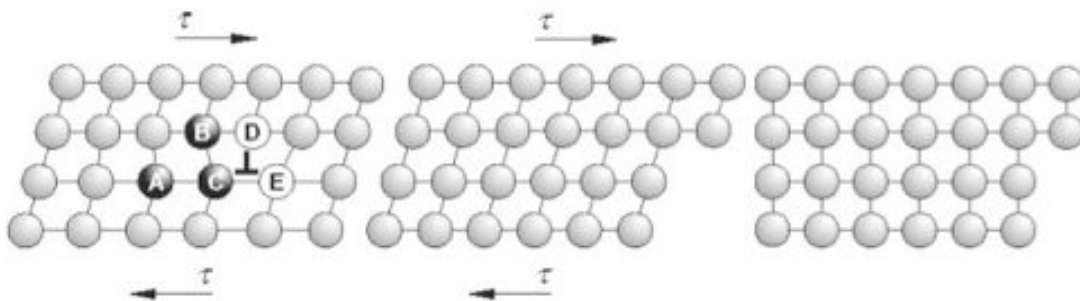


Abbildung 3.20: Wanderung der Versetzung unter Schubspannung [21]

Sind genügend Versetzungen in einer Gitterebene vorhanden, können diese als Gleitlinien im Mikroskop sichtbar gemacht werden (siehe z.B. Abbildung 3.25). Eine weitere Möglichkeit der plastischen Verformung ist, dass Gitterbereiche ihre Orientierung ändern. Es bilden sich sogenannte Verformungszwillinge (Abbildung 3.21b).

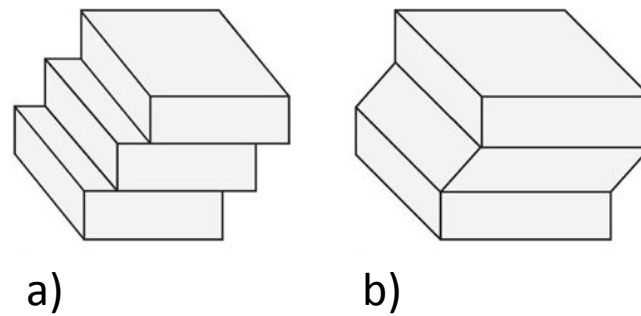


Abbildung 3.21: Mechanismen der plastischen Verformung, (a) Gleitung und (b) Zwillingsbildung [21]

Aus dieser Überlegung kann aber eine Verfestigung noch nicht erklärt werden, da wie schon erwähnt, eine Härtesteigerung nur erfolgen kann, wenn die Versetzungsbewegung erschwert wird. Wenn eine Versetzung bis an die Oberfläche wandern würde, käme es zu einer Gitterentspannung, was eine Härteabnahme bedeuten würde. Allerdings kommt es in den seltensten Fällen vor, dass eine Versetzung bis an die Oberfläche wandert, sondern sie wird an einem Hindernis aufgehalten. Diese Hindernisse (Korngrenzen, Ausscheidungen etc.) besitzen einen hohen Energiegehalt und halten die Versetzungsbewegung auf (Abbildung 3.22).

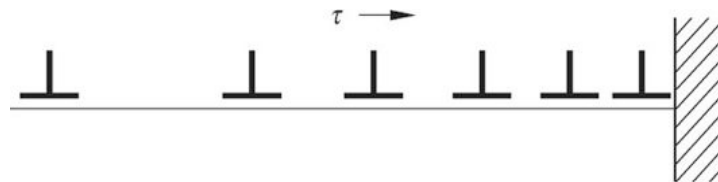


Abbildung 3.22: Versetzungstau vor einem Hindernis [21]

### 3.2.6.2 Sprengverfestigung

Die ersten Untersuchungen und Tests bezüglich Härtesteigerung von Weichenherzen durch das Verfahren der Sprengverfestigung wurden in den 60er Jahren vor allem in der ehemaligen Sowjetunion durchgeführt [20, 22].

Wie in Kapitel 3.2.1.2 erwähnt, besitzt der Manganhartstahl eine sehr hohe Verfestigungsfähigkeit und ist daher sehr gut für die Steigerung der Härte durch Sprengverfestigung geeignet.

#### Funktionsprinzip der Sprengverfestigung

Der Plane-Wave-Generator hat die Aufgabe, eine möglichst ebene Welle zu erzeugen. Er besteht aus einer kegelförmigen Ladungseinheit und einem Detonator, der die Zündung einleitet. Bei der Zündung entsteht eine Schockwelle, die auf eine zylindrische Sprengstoffplatte trifft. Gelangt diese ebene Schockwelle auf die explosive Sprengschicht, so wird eine neue Schockwelle erzeugt. Diese Schockwelle ist dafür verantwortlich, dass eine Kupferplatte beschleunigt wird und auf das Bauteil auftrifft. In Abbildung 3.23 ist dieser Versuchsaufbau schematisch dargestellt [20, 22, 23].

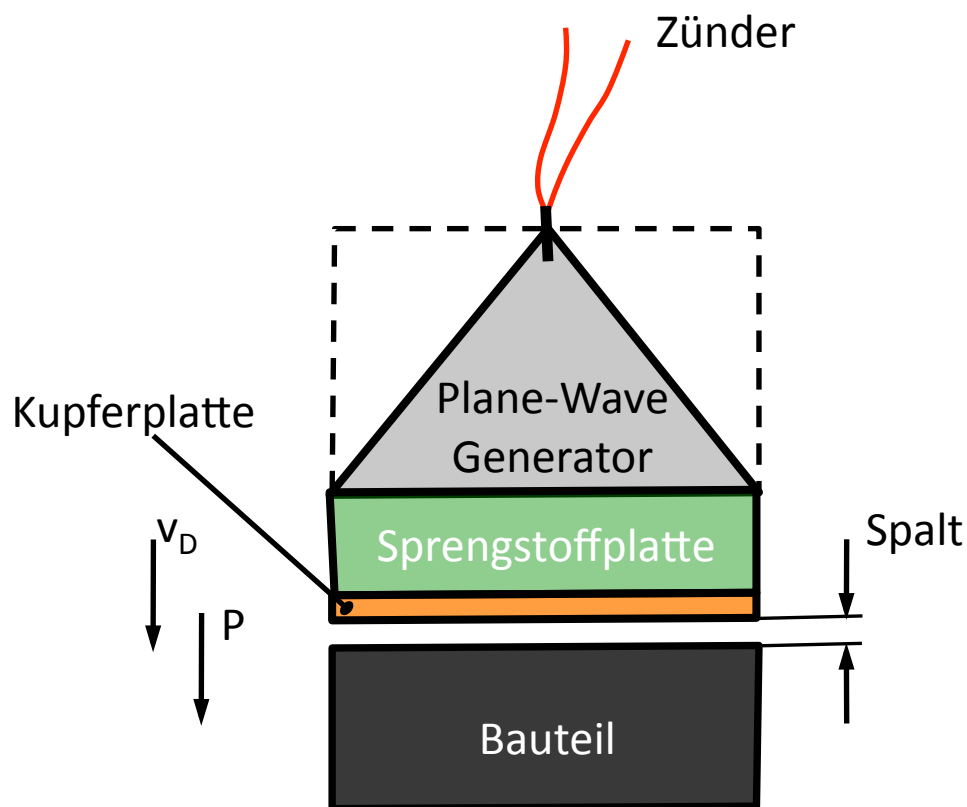


Abbildung 3.23 Schematischer Versuchsaufbau für die Sprengverfestigung [23]

Der entstehende Druck an der Oberfläche beträgt bis zu  $19000\text{N/mm}^2$  und wird innerhalb einer Millisekunde erzeugt. Diese Schockwelle erzeugt im Bauteil einen Druck- und Dichteunterschied, welche Deformationen im Bauteil auslösen und somit die Härtesteigerung bewirken. Die Welle breitet sich mit Überschallgeschwindigkeit durch das ungestörte Bauteil aus. Allerdings verliert diese Schockwelle schnell an Energie und der Druck- und Dichtegradient nimmt stark ab, sodass sie nach einer geringen Wegstrecke in eine elastische Druckwelle (akustische Welle) umgewandelt wird. Der Vorteil der Plane-Wave-Anordnung ist, dass der Schockimpuls ( $v_D$ ) und die Druckwelle ( $p$ ) die gleiche Richtung besitzen und dadurch die größte Härtesteigerung als auch die größte Einhärtetiefe erzielt werden [20, 22, 23].

Bei großen Bauteilen und bei Bauteilen, die eine komplizierte Form aufweisen, ist meistens eine Plane-Wave-Anordnung nicht möglich. Bei solchen Bauteilen wurde eine einfache und kostengünstige Abhilfe geschaffen, indem man einfach den Sprengstoff direkt über die Bauteiloberfläche legt und dann zündet (Abbildung 3.24). Da der Schockimpuls ( $v_D$ ) und die Druckwelle ( $p$ ) nicht exakt die gleiche Richtung besitzen, ist der Grad der Härtesteigerung als auch die Einhärtetiefe geringer als bei der Plane-Wave-Anordnung. Sind der Grad der Härtesteigerung als auch die Einhärtetiefe zu gering, dann wird vielfach die Sprengstoffschicht verdoppelt [22, 23].

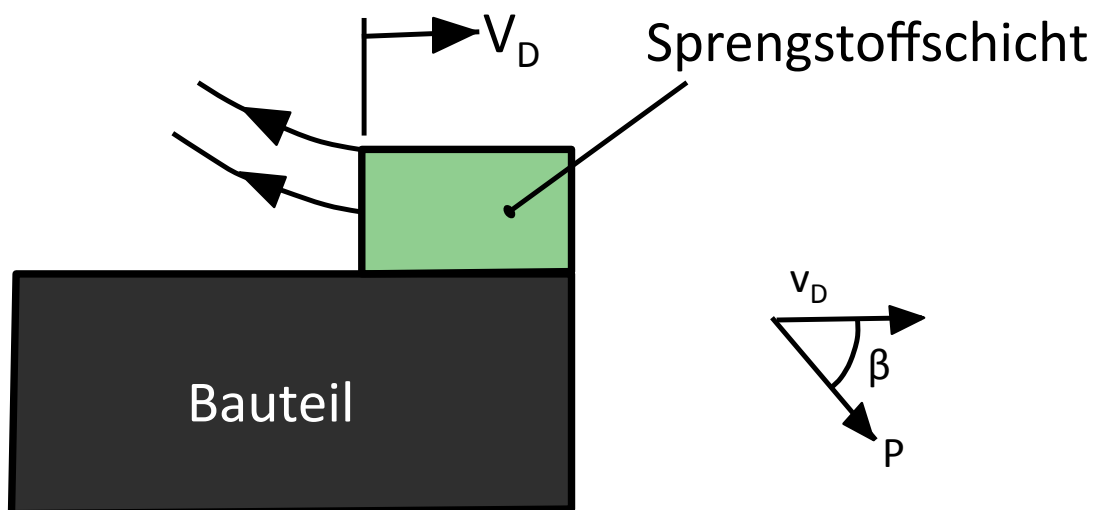


Abbildung 3.24: Sprengstoffanordnung direkt auf der Bauteiloberfläche [23]

Metallographische Studien zeigen, dass durch das Einbringen einer Schockwelle in das Bauteil Deformationen verursacht werden, die als Gleitlinien in den einzelnen Körnern im Lichtmikroskop ersichtlich sind. Jedes Korn hat aufgrund seiner Orientierung seine



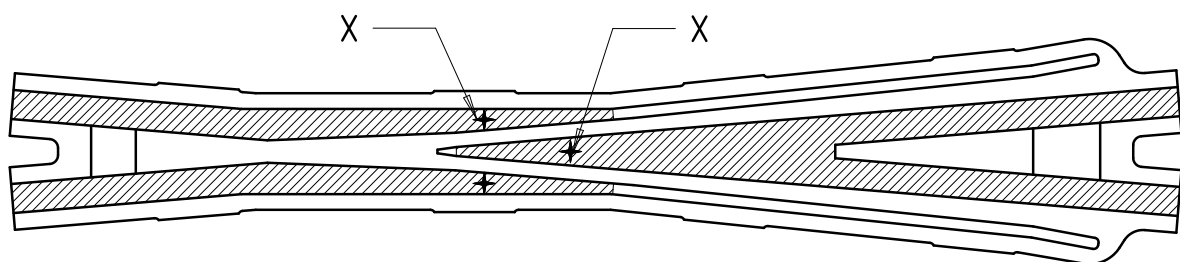
bevorzugte Gleitrichtung, dadurch ist die Orientierung der Gleitlinien von Korn zu Korn unterschiedlich. Abbildung 3.25 zeigt eine lichtmikroskopische Abbildung der Mikrostruktur eines sprengverfestigten Bauteils mit den angesprochenen Gleitlinien. Eine andere Möglichkeit der Kaltverfestigung besteht darin, dass sich bei der plastischen Verformung statt Gleitlinien Deformationszwillinge bilden können [23, 24].



Abbildung 3.25: Schliffbild eines Manganhartstahls nach dem Sprengverfestigen mit Gleitlinien

### Ablauf des Sprengverfestigens am Beispiel eines Weichenherzes

- Überprüfung und Reinigen der zu verfestigenden Oberfläche. Abbildung 3.26 zeigt den Verfestigungsbereich eines Weichenherzes.



/// ... die zu verfestigende Oberfläche

X ... Härtemesspunkte nach der Sprengung

Abbildung 3.26: Verfestigungsbereich eines Weichenherzes [1]

- Auftragen des Explosivstoffes auf jene Bereiche der Oberfläche, die verfestigt werden sollen. Abbildung 3.27 zeigt Weichenherzen nach Auftrag der Sprengstoffschicht.



Abbildung 3.27: Auftrag der Explosionsschicht [1]

- Detonation der explosiven Schicht

In manchen Fällen wird die Anzahl der Sprengungen oder die Menge des Sprengstoffes variiert, um die geforderte Härte für Weichen und Herzstücke zu erzielen. Abbildung 3.28 zeigt die Härtewerte in Abhängigkeit von der Anzahl der Explosionen. Auch der Unterschied zwischen dem Härteverlauf nach Hämmern und nach Sprengverfestigen wird dargestellt [2].

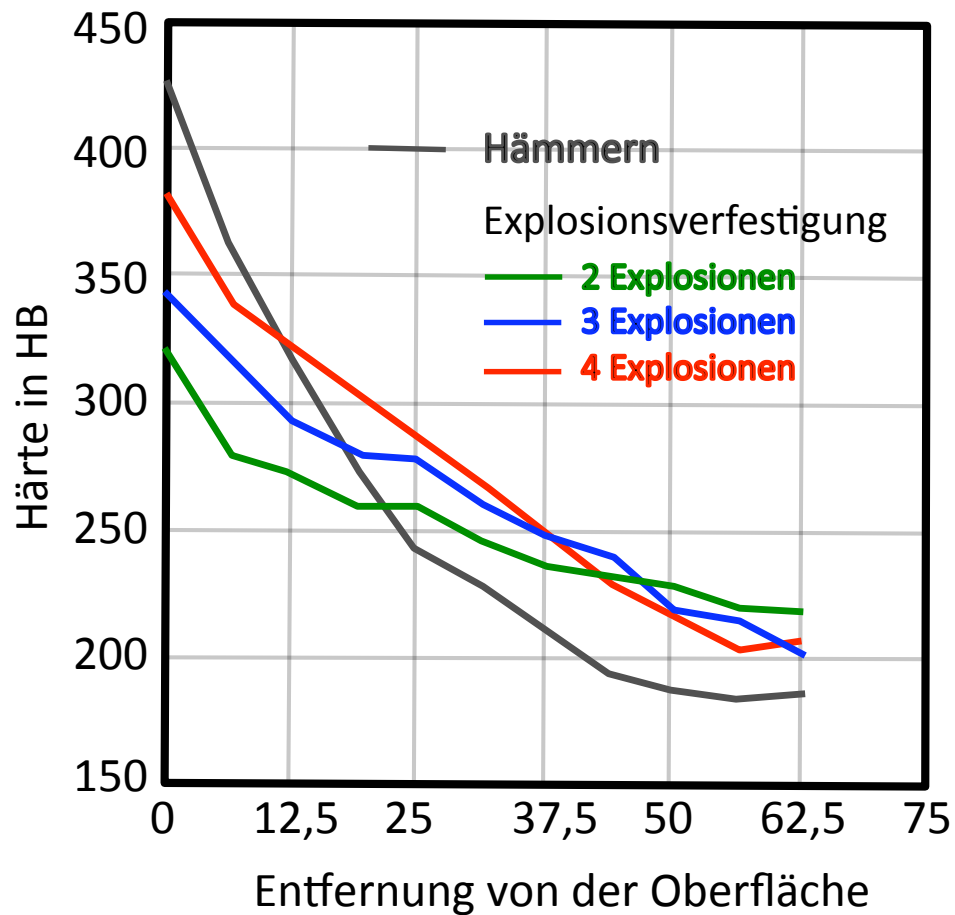


Abbildung 3.28: Härteverlauf bei der Sprengverfestigung [2]

- Härtemessung an den Härtemesspunkten
- Sandstrahlen
- Auf Maß schleifen
- Rissprüfung der Oberfläche mittels Farbeindringverfahren

# Kapitel 4

## Experimentelle Untersuchungen

Die experimentellen Untersuchungen gliedern sich in 3 Teilanalysen:

- Bauteilanalyse
- Untersuchung der Wärmebehandlungsparameter
- Elektronenmikroskopische Gefügeanalyse am hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop

Die Gefügeanalysen am hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop wurden am Institut für Elektronenmikroskopie und Feinstrukturforschung der TU Graz durchgeführt.

Da Weichenherzen unterschiedliche Produktionsprozesse durchlaufen und sich dadurch ihre Eigenschaften immer wieder verändern, ist es wichtig, Proben mit unterschiedlichem Fertigungsgrad zu untersuchen. Dadurch können Fehler in verschiedenen Produktionsstufen eruiert werden.

Generell durchläuft der Stahl folgende Produktionsprozesse:

- Gussprozess
- Wärmebehandlung
- Mechanische Bearbeitung
- Sprengverfestigung
- Endbearbeitung

Da dieses Bauteil von 2 unterschiedlichen Gießereien hergestellt wird, wurden von der VAE Eisenbahnsysteme GmbH Proben aus unterschiedlichen Chargen zur Verfügung gestellt. Wobei Probe 1 und Probe 2 von Bauteilen aus Gießerei 1 und Probe 3 von einem Bauteil aus Gießerei 2 herausgearbeitet wurden. Tabelle 4.1 zeigt die Probenmatrix in Abhängigkeit des Fertigungsgrades.

**Tabelle 4.1: Probenmatrix in Abhängigkeit des Fertigungsgrades.**

Probenherkunft	Gusszustand	nach der Wärmebehandlung	nach der Sprengverfestigung
Weichenherzstück mit Rissen (Probe 1)			<b>X</b>
Schweißprobe ohne Risse (Probe 2)			<b>X</b>
Wärmebehandlungsprobe (Probe 3)	<b>X</b>	<b>X</b>	

Mit Hilfe der optischen Emissionsspektrometrie wurden diese Proben chemisch analysiert. Die Ergebnisse dieser Untersuchung zeigt Tabelle 4.2. Es handelt sich bei allen Proben um den hochlegierten Stahl GX120Mn12.

Tabelle 4.2: Ergebnisse der Legierungszusammensetzungen in Gewichtsprozent

Elemente	Sollwerte [%] laut Stahlschlüssel 2007	Probe 1 [%]	Probe 2 [%]	Probe 3 [%]
<b>C</b>	1,10-1,30	1,11	1,18	1,28
<b>Mn</b>	12,0-13,0	12,35	12,1	12,92
<b>Si</b>	0,30-0,50	0,40	0,42	0,41
<b>P</b>	max. 0,100	0,030	0,031	0,030
<b>S</b>	max. 0,040	0,012	0,012	0,010
<b>Cr</b>	max. 1,50	0,16	0,12	0,10
<b>N</b>		0,0258	0,0122	0,0184
<b>Mo</b>		0,001	0,01	0,001
<b>Ni</b>		0,06	0,08	0,03
<b>Al</b>		0,068	0,011	0,027
<b>Cu</b>		0,08	0,09	0,032
<b>V</b>		0,026	0,02	0,033
<b>Sn</b>		0,006	0,008	0,005

## 4.1 Bauteilanalyse

Sowohl das Weichenherzstück als auch die Schweißprobe haben die komplette Fertigung durchlaufen. Für eine detaillierte Analyse der Bauteile und im speziellen der darin enthaltenen Risse, wurden die Proben lichtmikroskopisch, mechanisch-technologisch und elektronenmikroskopisch untersucht.

### 4.1.1 Lichtmikroskopische Untersuchungen

Die Probenvorbereitung für diese Untersuchung ist im Folgenden dokumentiert und gilt für alle lichtmikroskopisch untersuchten Proben.

#### **Einbett-, Schleif- und Poliervorgang**

Die Probenstücke wurden mittels Epoxidharz (EPOVIT schwarz) auf der Einbettpresse Struers CitoPress-20 warm eingebettet. Anschließend wurden die Proben auf der Schleif- und Poliermaschine TegraSystem von Struers in 8 Schritten geschliffen (Abbildung 4.1).



Abbildung 4.1: Schleif- und Poliermaschine TegraSystem von Struers

Beginnend mit der größten Körnung (80er Schleifpapier) und dann immer feiner werdend, mit folgender Abstufung (180-320-500-800-1200-2400-4000), wurden die Oberflächen der Proben jeweils 3 Minuten geschliffen. Nach dem Schleifprozess wurden die Proben mit einer 1 $\mu$ m Scheibe poliert.

#### **Ätzzvorgang**

Direkt im Anschluss an den Poliervorgang erfolgte die Ätzung der Schliffe bei Raumtemperatur. Dazu wurden die Ätzmittel Nital 3%, Nital 5%, Beraha 1, Klemm 1 und V2A Beize verwendet. Die besten Ergebnisse lieferten Nital 5% und V2A Beize. V2A Beize



besteht aus 100ml destilliertem Wasser, 100ml Salzsäure, 10ml Salpetersäure und 0,2-2ml Sparbeize. Nital 5% besteht aus 100ml destilliertem Wasser und 5% Salpetersäure.

### Untersuchung unter dem Lichtmikroskop

Die lichtmikroskopische Untersuchung wurde mit dem Axio Observer.Z1m von Zeiss durchgeführt. Dabei handelt es sich um ein Auflichtmikroskop mit einer maximalen Vergrößerung von 1250.

Der Ablauf der lichtmikroskopischen Untersuchung ist bei allen Proben gleich, das heißt die Proben wurden von der kleinsten bis zur größten Vergrößerung in den Abständen (25x, 50x, 100x, 200x, 500x, 1000x) untersucht und dokumentiert.

#### 4.1.1.1 Weichenherzstück mit Rissen

Die VAE Eisenbahnsysteme GmbH stellte uns ein mit Rissen versehenes Weichenherzstück (Probe 1), gegossen und wärmebehandelt, zur Verfügung. Zuvor wurde bereits eine Farbeindringprüfung vorgenommen, das heißt die roten Linien in Abbildung 4.2 kennzeichnen Bereiche, in denen ein Riss oder ein Fehler detektiert wurde.



Abbildung 4.2: Fehlerhaftes Weichenherzstück, Probe 1

Um das Gefüge und die Rissstruktur zu untersuchen, wurden 2 Proben (Probe 1.1, Probe 1.2) laut Abbildung 4.3 entnommen. Die Pfeile deuten die Schliffansicht an.



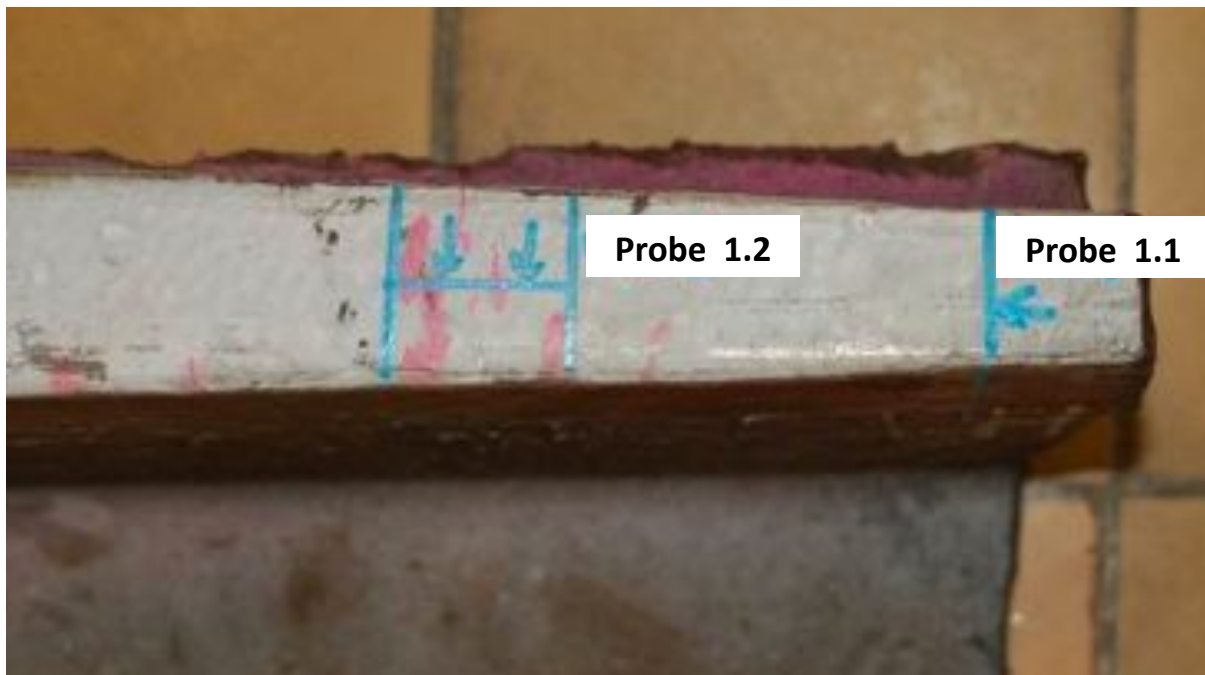


Abbildung 4.3: Probenentnahme aus dem Weichenherzstück, Probe 1

#### 4.1.1.2 Schweißprobe ohne Risse

Von diesem Probe 2 wurden, wie in Abbildung 4.4 dargestellt, drei Schlitze (Proben 2.1-2.3) angefertigt und unter dem Lichtmikroskop untersucht.

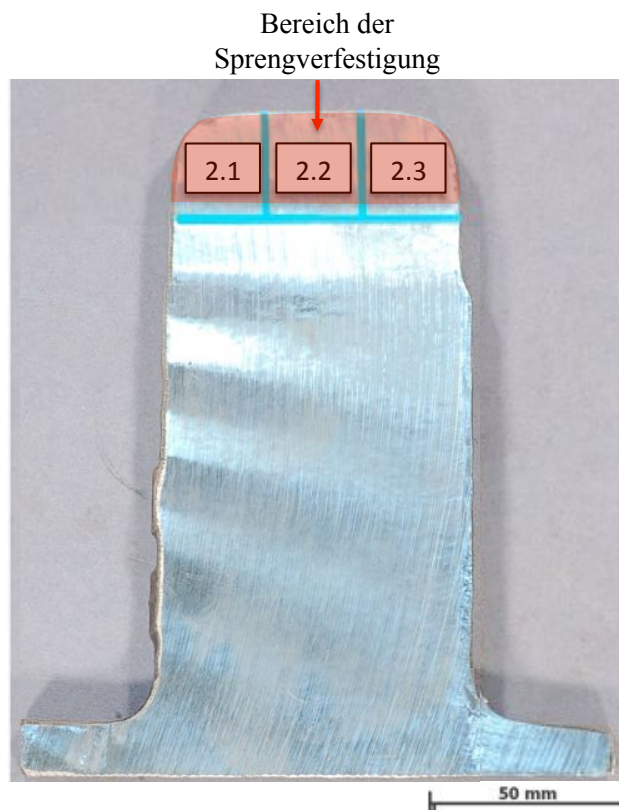


Abbildung 4.4: Übersichtsbild der Probenentnahme von Probe 2 (Schweißprobe) für die lichtmikroskopischen Untersuchungen (Proben 2.1-2.3)

## 4.1.2 Mechanisch-technologische Untersuchungen

### 4.1.2.1 Kerbschlagbiegeversuche

Um die Zähigkeit der Bauteile zu bestimmen, wurden Kerbschlagbiegeversuche nach der Norm DIN EN 10045:1991 durchgeführt. Dabei wurden Proben knapp unterhalb der Oberfläche (sprengverfestigter Bereich) und Proben aus dem unverformten Bereich herausgearbeitet. Abbildung 4.5 zeigt die verwendete Probengeometrie. Neben der Kerbschlagarbeit wurde auch die laterale Breitung gemessen. Je höher die Kerbschlagarbeit und die laterale Breitung, desto zäher ist die Probe.

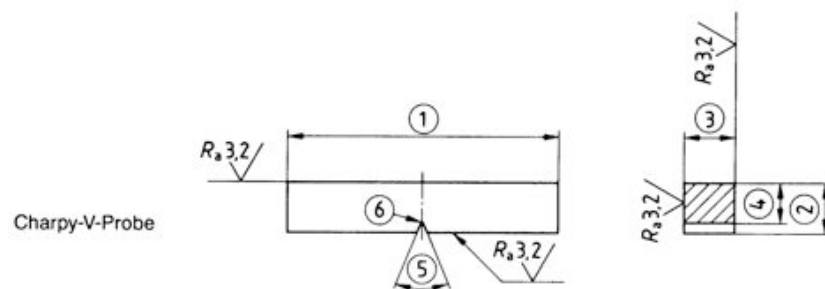


Abbildung 4.5: Probengeometrie nach der DIN EN 10045:1991

Abbildung 4.6 und Abbildung 4.7 zeigen die Lage der Proben 1.3-1.10 für die Kerbschlagbiegeversuche vom Weichenherzstück mit Rissen (Probe 1). Abbildung 4.8 zeigt die Lage der Kerbschlagbiegeproben 2.4-2.13 aus der Schweißprobe (Probe 2).

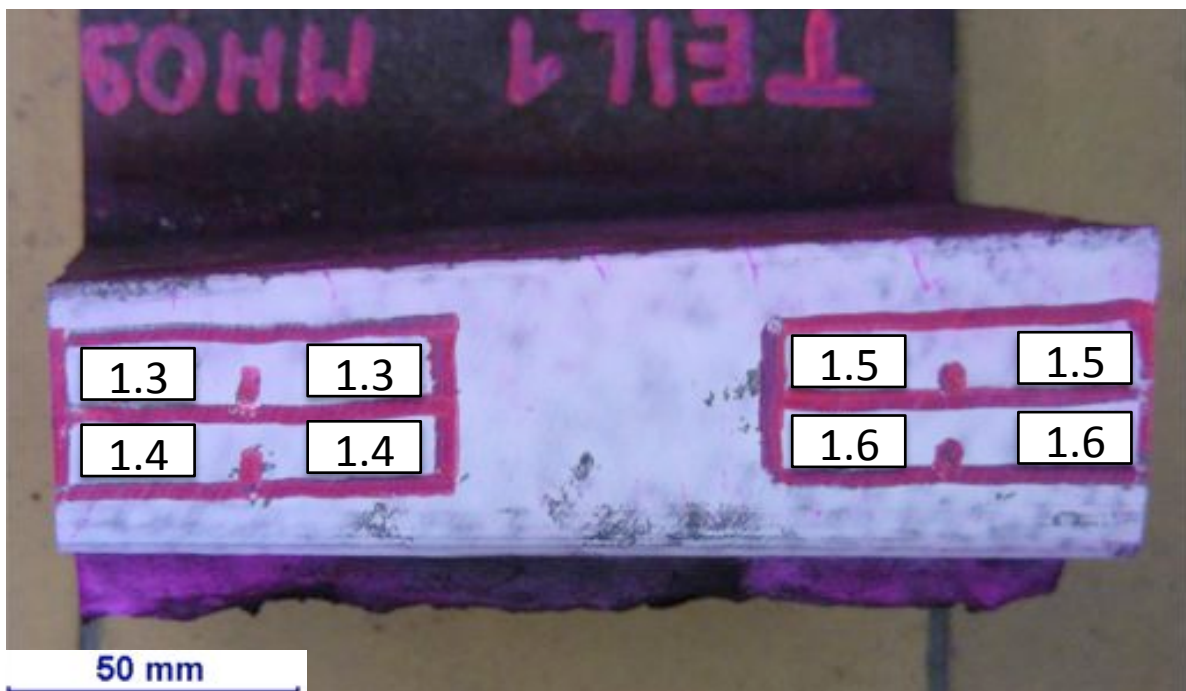


Abbildung 4.6: Übersicht der Lage der Kerbschlagbiegeproben; Weichenherzstück mit Rissen

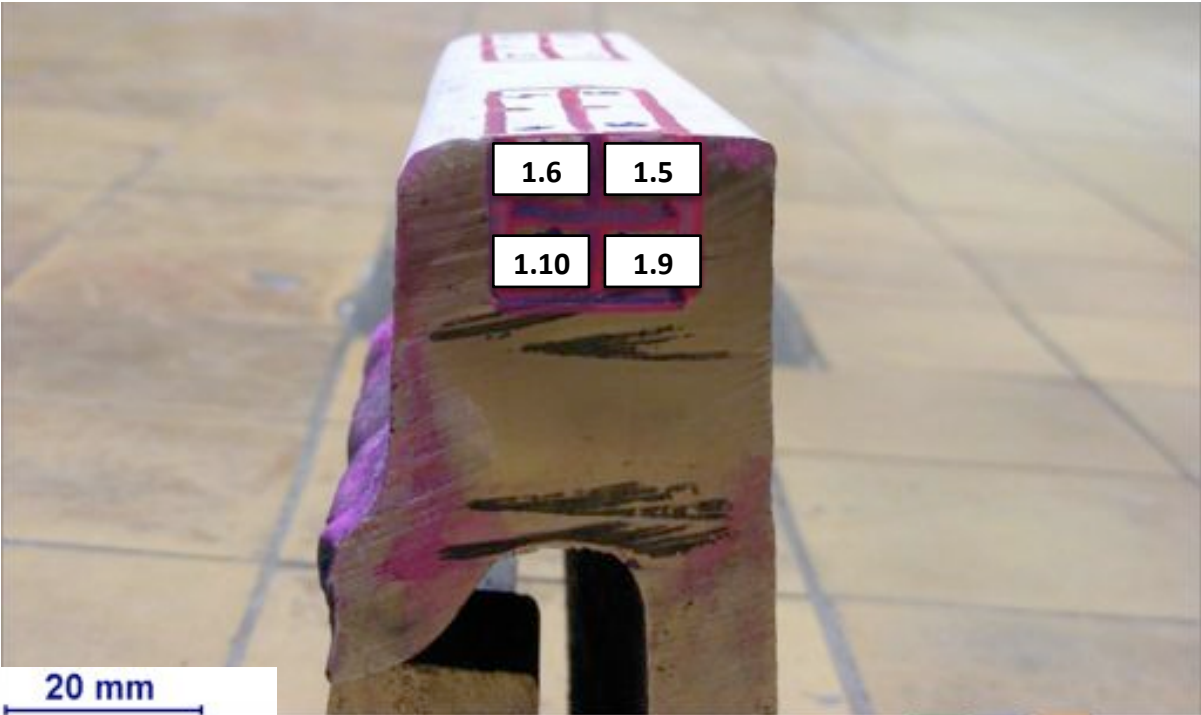


Abbildung 4.7: Dazugehörige Seitenansicht der Kerbschlagbiegeprobenanordnung, Proben 1.3-1.10; Weichenherzstück mit Rissen

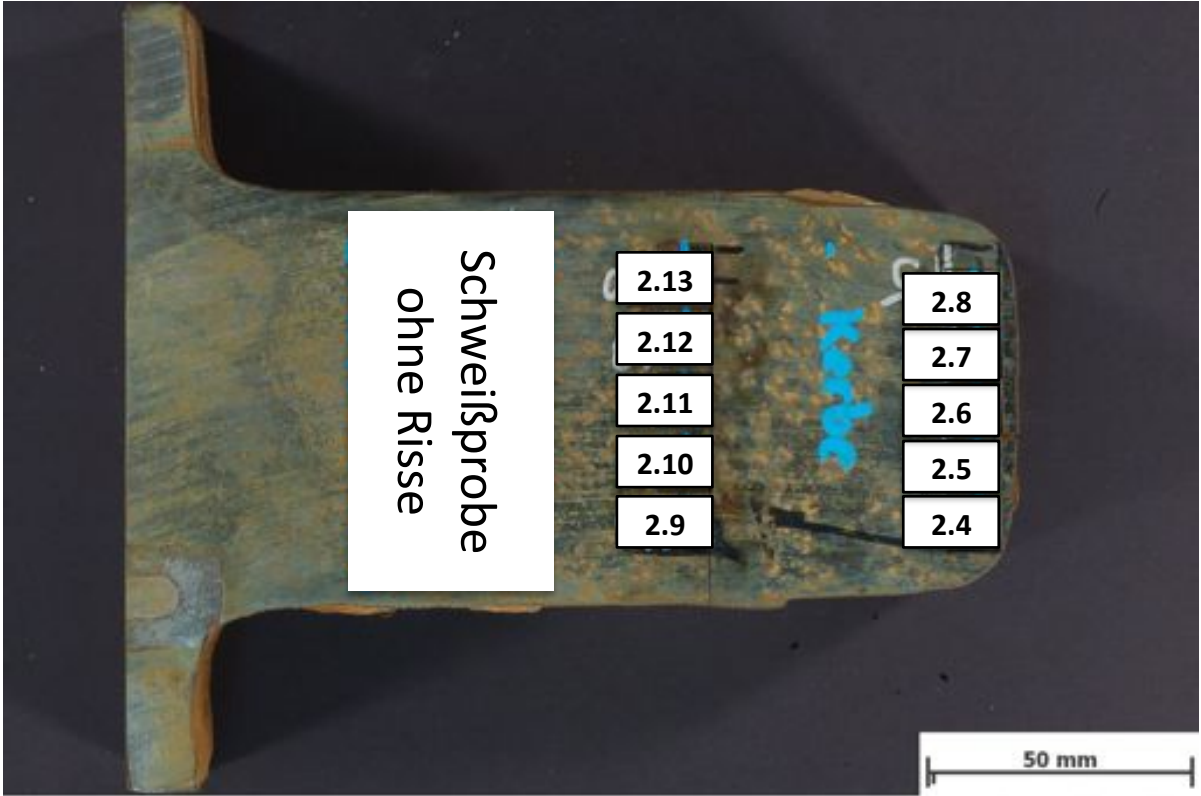


Abbildung 4.8: Übersicht Kerbschlagbiegeprobenentnahme der Proben 2.4-2.13; Schweißprobe ohne Risse



#### 4.1.2.2 Härtemessung

Um den Verlauf der Härte der Proben bestimmen zu können, wurden Härtelinien mit Hilfe der automatischen Härtemesseinrichtung Emco Test M1C 010 durchgeführt. Dazu das Verfahren nach Vickers mit einer Eindringkraft von rund 50N verwendet (HV5). Um Gefügebereiche eindeutig zu bestätigen, wurden zusätzlich Mikrohärtmessungen mit einer Eindringkraft von rund 0,3N (HV0,030) durchgeführt. Abbildung 4.9 zeigt die Anordnung der Härtelinien der Proben 1.1 und 1.2 vom Weichenherzstück. Abbildung 4.10 zeigt die Anordnung der Härtelinien auf den Proben 2.1-2.3 der Schweißprobe.

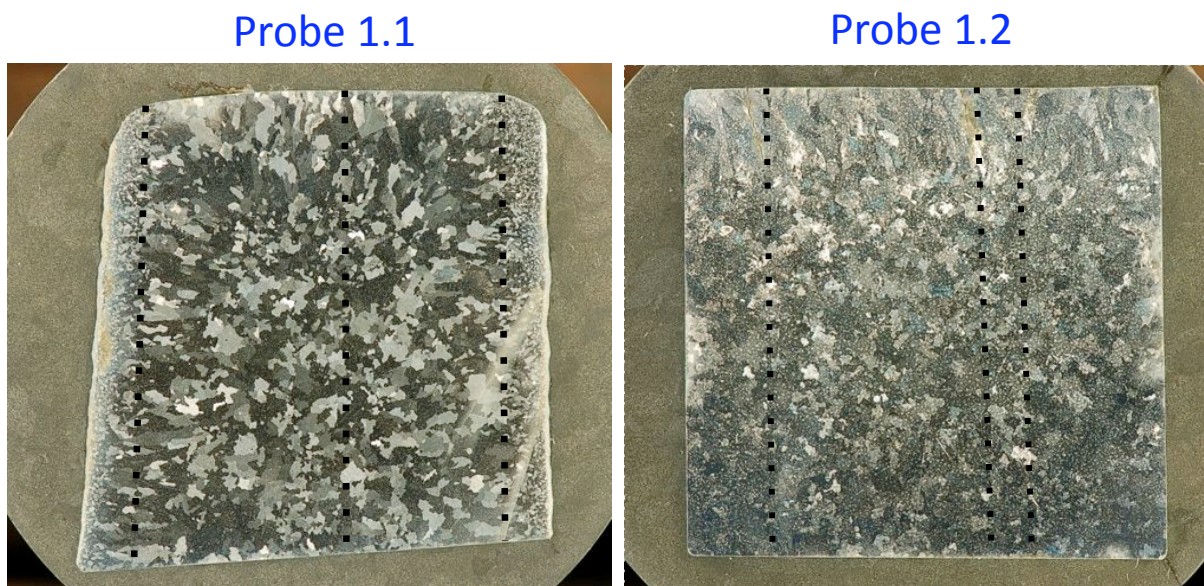


Abbildung 4.9: Anordnung der Härtelinien auf den Proben 1.1 und 1.2; Weichenherzstück mit Rissen

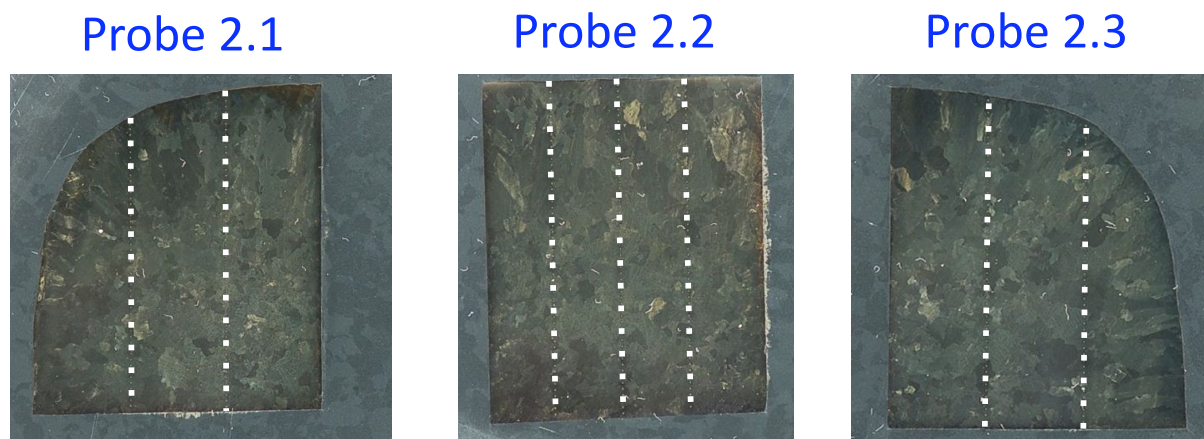


Abbildung 4.10: Anordnung der Härtelinien auf den Proben 2.1-2.3; Schweißprobe ohne Risse

### 4.1.2.3 Eigenspannungsanalyse

Da die Risse beim Weichenherz nach der Sprengung entstanden sind, ist es von Interesse, die Spannungsverteilung im Bauteil nach der Sprengverfestigung zu untersuchen. Die Messung erfolgt durch das Bohren eines Loches, das aber so klein ist, dass man das Bauteil danach weiter verwenden kann. Während der Bohrung werden in 3 radialen Richtungen die Dehnungsänderungen mit Hilfe einer DMS-Folienrosette gemessen. Falls Spannungsgradienten in Tiefenrichtung auftreten, kann die Eigenspannung in Abhängigkeit der Bohrtiefe ermittelt werden, indem bei einer schrittweisen Bohrung jeweils die an der Oberfläche auftretenden Dehnungen gemessen werden [25].

#### **Durchführung des Versuches**

- Anschleifen der Oberfläche
- Reinigen der Oberfläche
- Auftragen des Klebers auf die Unterseite der DMS-Rosette
- Festkleben der DMS-Rosette
- Anlöten der elektrischen Leiter der Messvorrichtung an die DMS-Rosette (Abbildung 4.11)
- Installieren der Bohrvorrichtung (Abbildung 4.12)
- Anbohren der DMS-Rosette
- Bohrung starten
- Auswertung der Ergebnisse

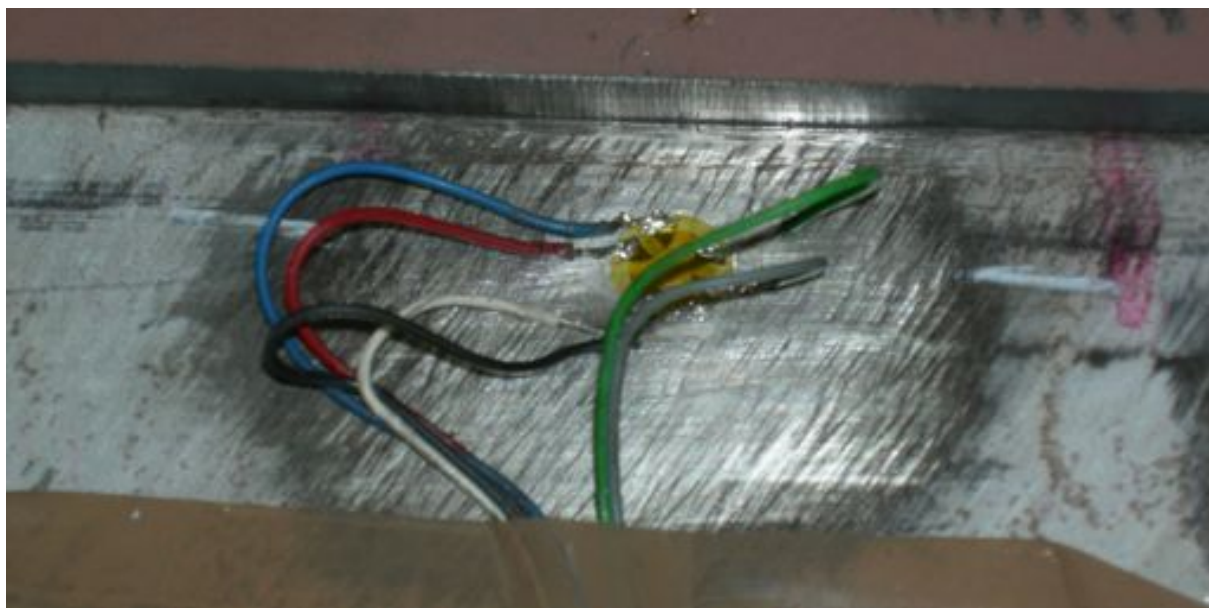


Abbildung 4.11: Anlotung der elektrischen Leiter an die DMS-Folienrosette

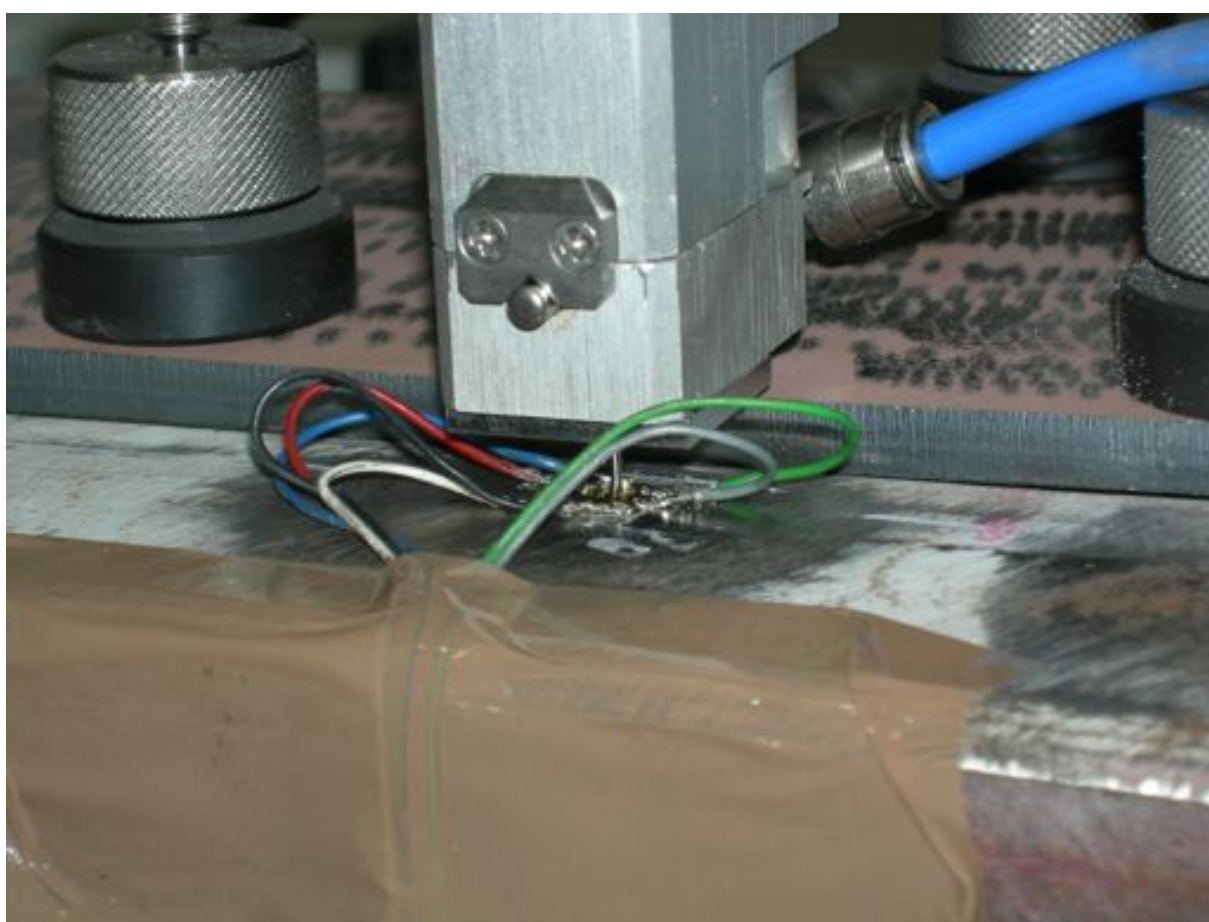


Abbildung 4.12: Positionierung der Bohrvorrichtung



### 4.1.3 Rasterelektronenmikroskopie

Ergänzend zur lichtmikroskopischen Untersuchung wurde auch eine Untersuchung mit dem Rasterelektronenmikroskop Typ LEO 1450 VP durchgeführt.

Dabei wurden die Risse der Probe 1.2 und eine Stickstoffbruchfläche (Probe 1.11), die gemäß Abbildung 4.13 aus dem Weichenherzstück gearbeitet wurde, untersucht. Die Untersuchung der Proben bezüglich der darin vorkommenden chemischen Elemente erfolgt durch einen EDX (energy dispersive X-ray spectroscopy) Siliziumdriftdetektor.

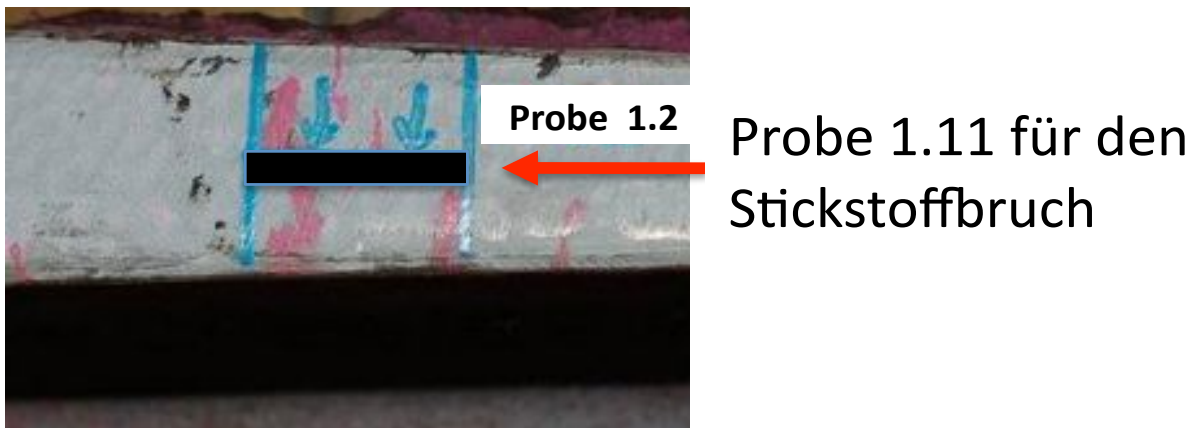


Abbildung 4.13: Herausarbeitung der Probe 1.11 aus dem Weichenherz für die Stickstoffbruchanalyse

## 4.2 Untersuchung der Wärmebehandlungsparameter

Die für die Untersuchung der Wärmebehandlungsbedingungen verwendeten Proben stammen alle von der Gießerei 2 (Probe 3). Die Ergebnisse der chemischen Analyse sind in Tabelle 4.2 dargestellt. Folgende Proben wurden für die Analyse herangezogen (Tabelle 4.3):

Tabelle 4.3: Proben für die Untersuchung der Wärmebehandlungsparameter, Probe 3

Probenart	Abmessungen [mm]	Anzahl [#]	Gefügezustand
Kerbschlagbiegeproben [roh]	115x10 x 10	8	Zustand nach der Wärmebehandlung (WB)
Kerbschlagbiegeproben [roh]	115x10x10	40	Gusszustand
Dilatometerproben	∅ 4x10	50	Gusszustand

### 4.2.1 Ist-Analyse

Für die Optimierung der Wärmebehandlungsparameter ist es notwendig, die Ausgangssituation zu untersuchen. Um die Zähigkeit der Werkstoffe vor und nach der Wärmebehandlung zu analysieren, wurden vom Gusszustand (Proben 3.1 und 3.2) und vom Zustand nach der Wärmebehandlung (Proben 3.3-3.12) Kerbschlagbiegeproben bei Raumtemperatur geschlagen. Neben der Ermittlung der Kerbschlagarbeit wurden diese Proben auch lichtmikroskopisch mit dem Axio Observer.Z1m von Zeiss untersucht. Zusätzlich wurden Mikrohärtemessungen durchgeführt, um die Härtewerte der Gefügebereiche zu bestimmen. Dazu wurde das Verfahren nach Vickers mit einer Eindringkraft von rund 0,3N (HV0,030) angewendet.



## 4.2.2 Simulation des Abkühlvorganges

Die Abkühlung der Weichenherzen wurde mit dem FE-Softwarepaket Marc Mentat simuliert. Schwer zu ermittelnde unbekannte Eingabegrößen wie z.B. Wärmestrahlung, Wärmeleitung und Wärmeübergang wurden dabei sinnvoll abgeschätzt mit der Annahme den „worst case“ Fall, also den Fall der langsamsten Abkühlung, zu beschreiben. Dabei werden sich die meisten Karbide ausscheiden bzw. wachsen und vergrößern (siehe Kapitel 3.2). Aufgrund der Länge dieser Bauteile ist der Wärmetransport in Längsrichtung von untergeordneter Bedeutung, deshalb wurde nur eine zweidimensionale Simulation durchgeführt. Die gewählte Stelle repräsentiert einen kritischen Bereich, in dem Risse gefunden wurden (Abbildung 4.14). Die Schnittansicht A-A ist in Abbildung 4.15 dargestellt.

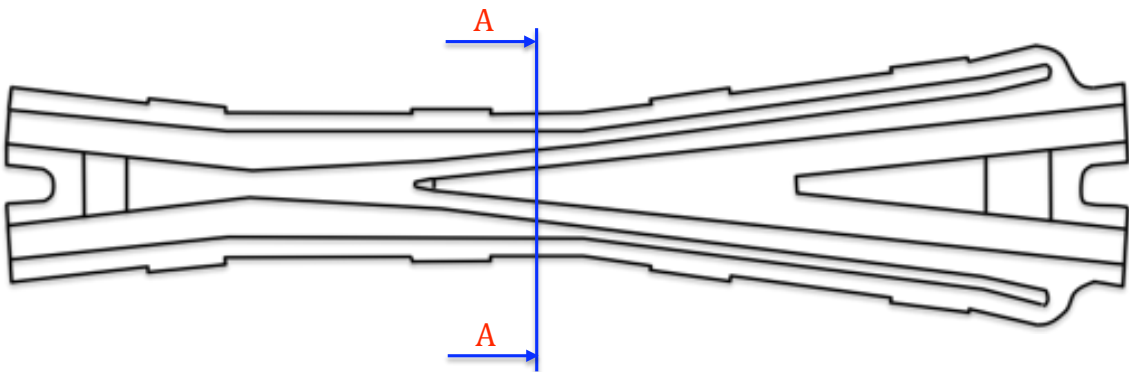


Abbildung 4.14: Schematische Darstellung des Weichenherzes mit der gewählten Schnittführung für die 2D-Simulation

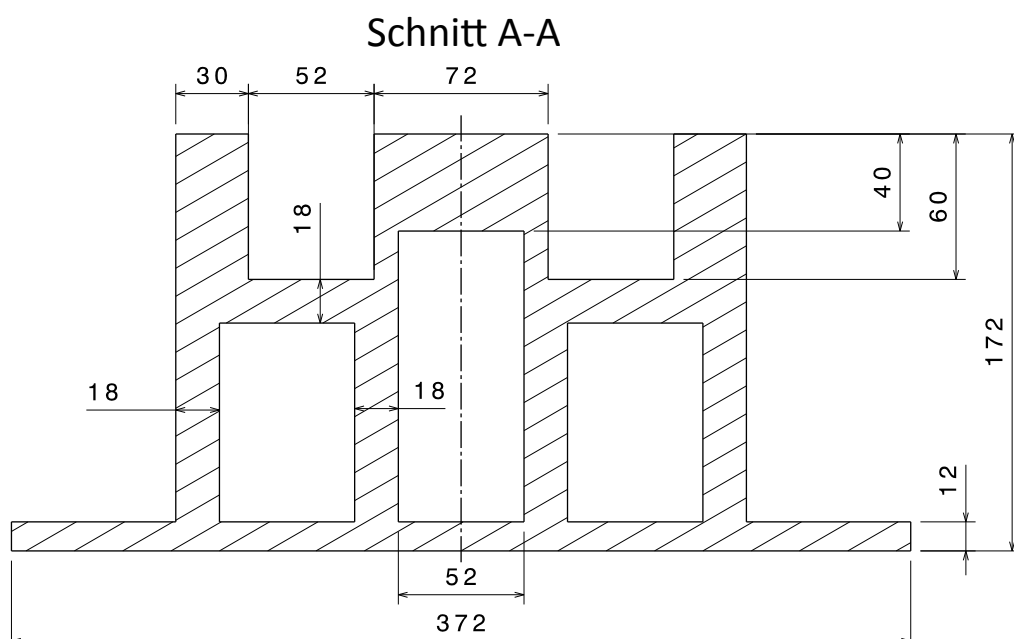


Abbildung 4.15: Schnitt A-A aus Abbildung 4.14

Um den langsamsten Abkühlvorgang zu simulieren, wurde nur der Wärmetransport, der durch Wärmeübergang zwischen Wasser und Stahl entsteht, berücksichtigt. Die Wärmestrahlung und die Wärmeleitung zwischen Stahl und Wasser wurden vernachlässigt.

### Randbedingungen:

*Wärmeleitfähigkeit:* 15W/mK [2, 26]

*Dichte:* 7,8kg/dm<sup>3</sup>

*Spezifische Wärmekapazität:* 460J/kgK [27]

*Wärmeübergangskoeffizient Stahl, Wasser:* 300W/mm<sup>2</sup>K [28]

Marc Mentat ist ein Simulationsprogramm, mit dem man unter anderem zweidimensionale Temperaturzyklen simulieren und berechnen kann. Dazu wurde die zu simulierende Querschnittsfläche erzeugt und Rand- und Abkühlbedingungen implementiert. Die Abkühlung erfolgt von 1050°C auf eine Wassertemperatur von 17°C. Abbildung 4.16 zeigt den Temperaturverlauf im Querschnitt nach einer Minute im Wasserbad.

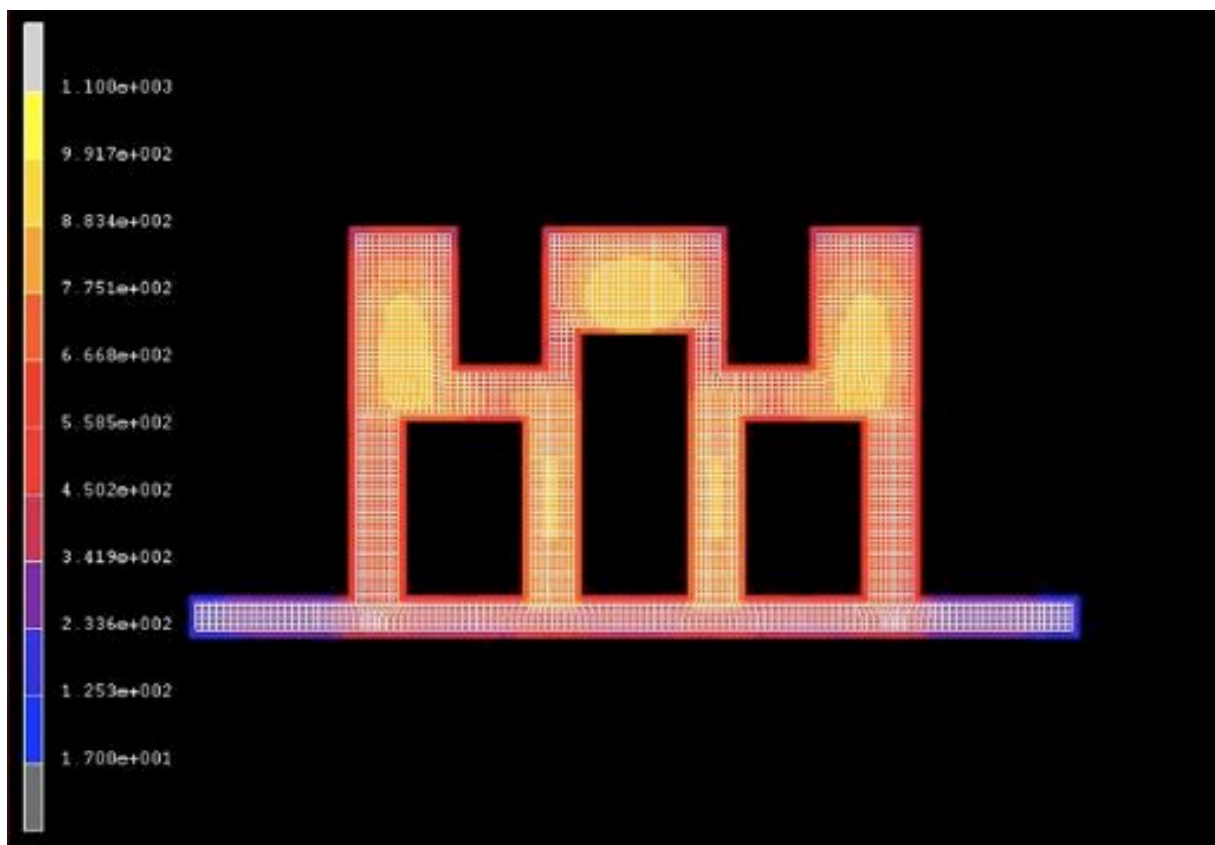


Abbildung 4.16: Temperaturverlauf im Weichenherz nach einer Minute im Wasserbad

Da der Temperaturverlauf der Abkühlung abhängig von der Position im Querschnitt ist, wurden die Abkühlkurven an 4 charakteristischen Elementen ausgelesen (Abbildung 4.17).

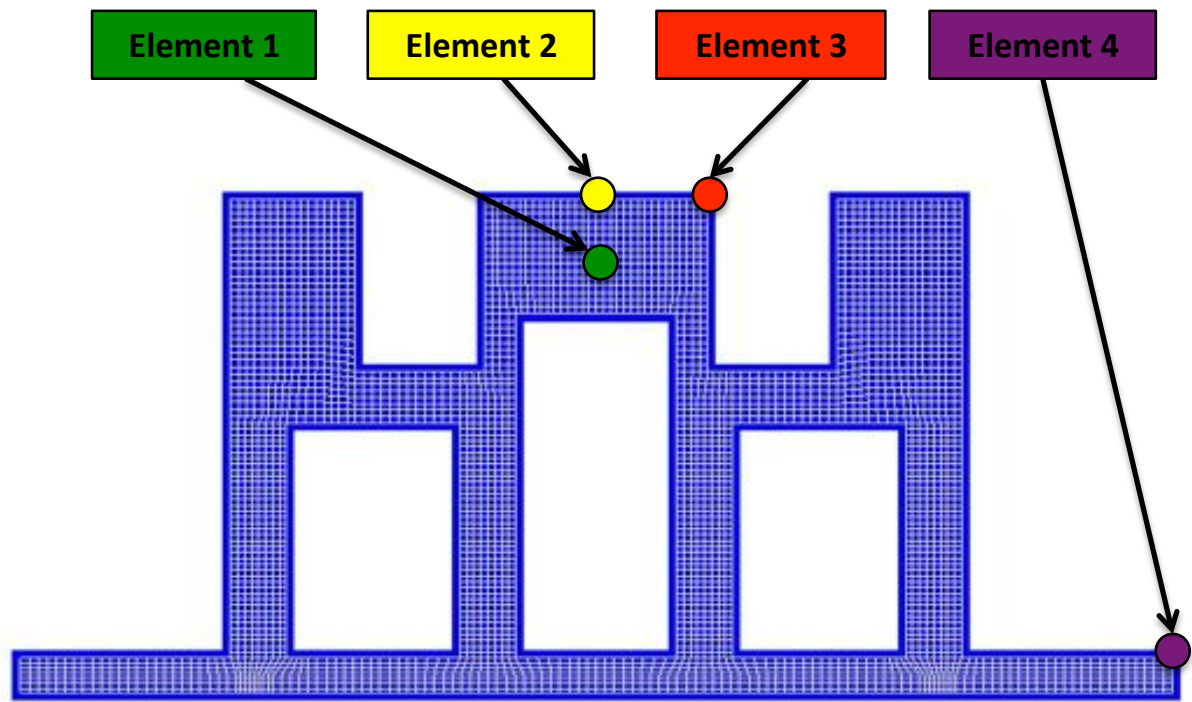


Abbildung 4.17: Elemente 1-4, aus denen Abkühlkurven berechnet wurden

### Auswahl der Elemente

- **Element 1** ist der Bereich, in dem die langsamste Abkühlung stattfindet
- **Element 2** ist der Bereich, in dem Risse gefunden wurden (Bereich der Sprengverfestigung)
- **Element 3** ist auch ein sprengverfestigter Bereich, allerdings verläuft hier die Abkühlung schneller
- **Element 4** kühlt am schnellsten ab

### 4.2.3 Gefügeanalyse durch Dilatometerversuche

Anhand der Ergebnisse der FE-Simulation des Abschreckvorganges (siehe Kapitel 5.2.2) wurden Dilatometerproben (3.13-3.16) mit unterschiedlichen Abkühlraten wärmebehandelt. Dazu wurde das Abschreck- und Umformdilatometer Typ 805 A/D verwendet, mit dem es möglich ist, Voll- oder Hohlproben unter Luft, Schutzgas oder Vakuum Temperatur- und Kraft-Zeitverläufen auszusetzen. Treten Phasenumwandlungen auf, so können diese aufgrund der Längenänderung gemessen werden.



Abbildung 4.18: Dilatometer Typ 805 A/D

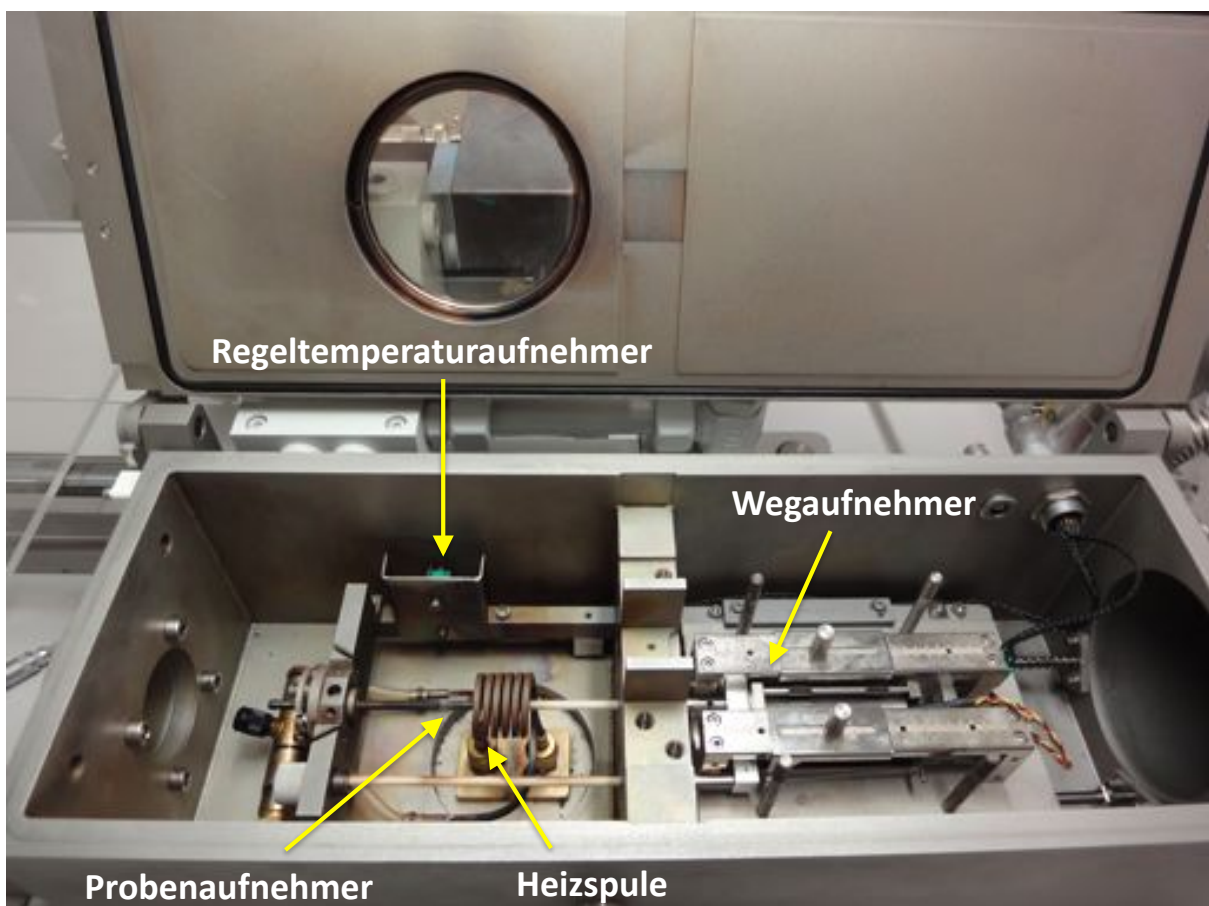


Abbildung 4.19: Versuchsaufbau bei den Dilatometerversuchen

## Probengeometrie

Die zylindrischen Proben haben eine Länge von 10mm und einen Durchmesser von 4mm. Es wurden Vollproben verwendet, da die gewünschte Abkühlgeschwindigkeit mit Vollproben zu realisieren ist.

## Versuchsdurchführung

Die Proben wurden in 60 Sekunden von Raumtemperatur auf 1050°C aufgeheizt und dann konstant bei dieser Temperatur unterschiedlich lang gehalten (siehe Abbildung 4.20). Die anschließende Abkühlung erfolgte nach den in der Simulation berechneten Temperaturverläufen. Für die Temperaturmessung wurde ein Pt-Pt/Rh-Thermoelement verwendet.

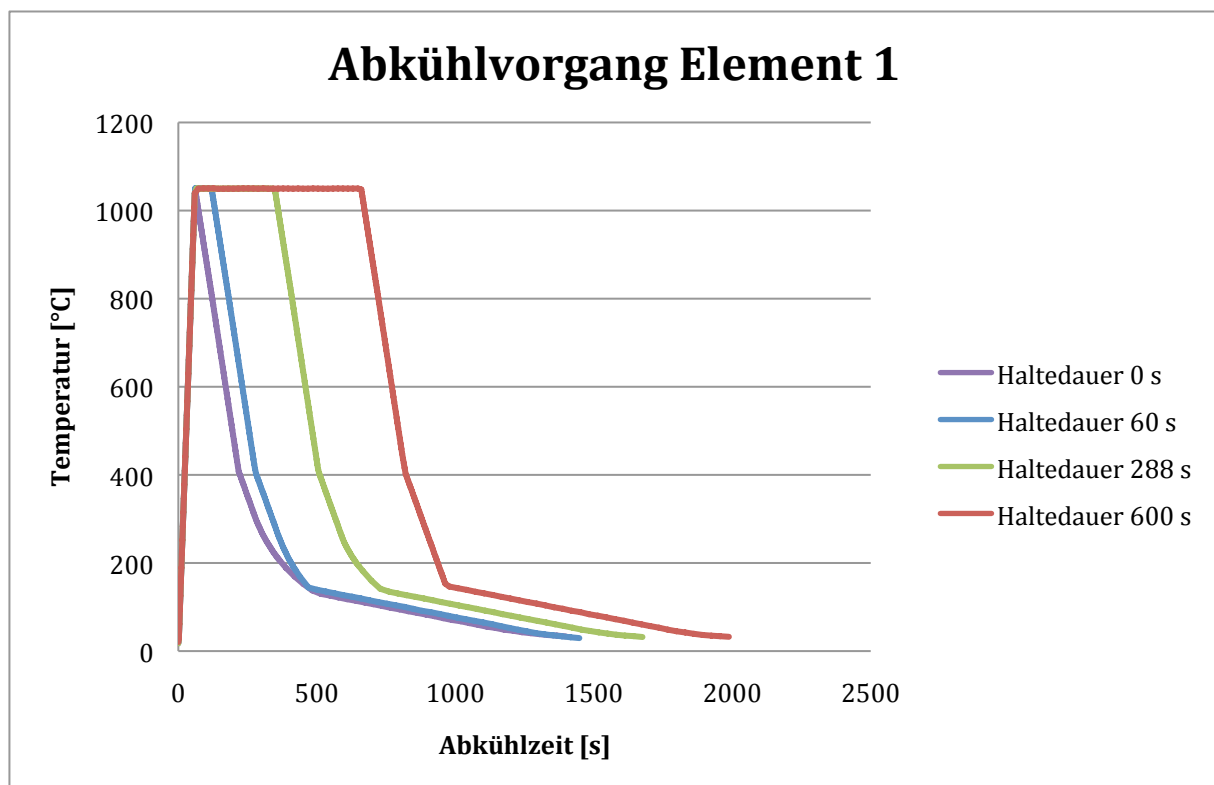


Abbildung 4.20: Wärmebehandlung von Element 1 bei unterschiedlicher Haltedauer

## Gründe für die Auswahl der Haltedauer

- **0 Sekunden:** keine bzw. fast keine Zeit für das Auflösen der Karbide und für die austenitische Umwandlung
- **60 Sekunden:** unter der Haltedauer für das Auslösen der Karbide



- **288 Sekunden:** untere Grenze für die Haltedauer (1h/25mm) bei diesen Wärmebehandlungsbedingungen [10]
- **600 Sekunde:** sehr lange Haltezeit, um einen möglichen Einfluss des Kornwachstums zu untersuchen

### Gefügeanalyse

Jede Probe aus dem Dilatometerversuch wurde einer Gefügeanalyse mittels Lichtmikroskop unterzogen. Der Ablauf der Probenvorbereitung ist der gleiche wie in Kapitel 4.1.1.1 beschrieben. Da die Stirnseiten der Proben die Ergebnisse verfälschen können (schnellere Abkühlungsrate, Einflüsse von der Umgebung), wurde genau die Mitte der Probe analysiert. Alle diese Dilatometerproben wurden anschließend mit Nital 5% geätzt und unter dem Lichtmikroskop untersucht.

### 4.2.4 Zähigkeitsanalyse durch Kerbschlagbiegeversuche

Da man am Dilatometer nur sehr kleine Probengeometrien simulieren kann, mussten zur Simulation von Kerbschlagbiegeproben Versuche auf der Gleeble durchgeführt werden. Die Gleeble 1500 ist eine Simulationsapparatur von dynamischen und thermomechanischen Prozessen.



Abbildung 4.21: Gleeble 1500

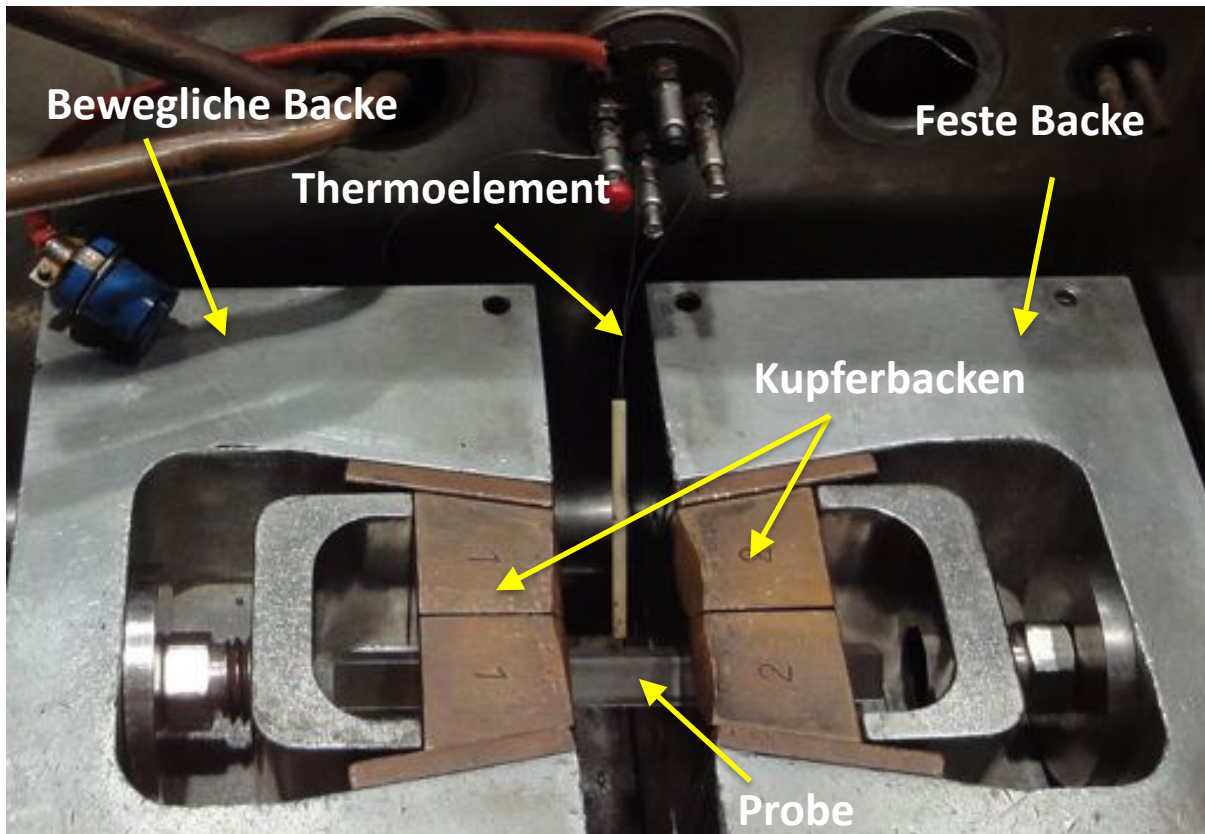


Abbildung 4.22: Versuchsaufbau bei den Versuchen auf der Gleeble

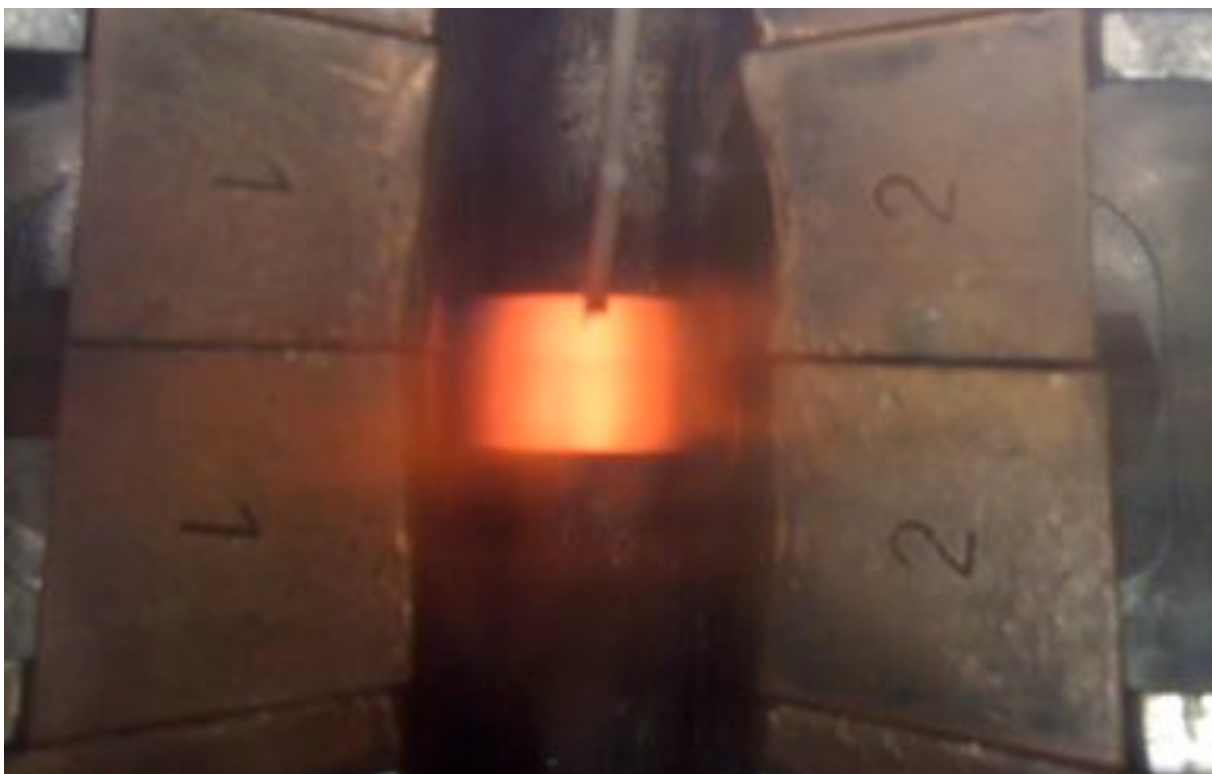


Abbildung 4.23: Aufnahme einer Probe während des Versuches

**Probengeometrie**

Verwendet wurden Proben (3.17-3.29) mit einem Querschnitt von 10x10mm und einer Länge von 115mm. Der Querschnitt entspricht schon den Maßen für die anschließend durchzuführenden Kerbschlagbiegeversuche, die Länge von 115mm wurde gewählt, um eine gute Einspannmöglichkeit zu erzielen.

**Versuchsdurchführung**

Wie schon bei den Dilatometerversuchen für die Gefügeanalyse wurden die Proben gezielt gehalten (siehe Abbildung 4.20) und anschließend nach dem Verlauf der FE-Simulation von Element 1 abgekühlt. Um den oxidativen Einfluss der Atmosphäre zu unterbinden, wurden die Versuche unter Argonatmosphäre durchgeführt. Für die Temperaturkontrolle wurden Ni-Cr/Ni Thermoelemente auf der Probe angebracht.

**Kerbschlagbiegeversuche**

Anschließend an die Wärmebehandlung auf der Gleeble 1500 wurden die Proben auf 55mm abgelängt, sodass die Mitte der Kerbschlagprobe, also der Ort, wo die Kerbe reingefräst wird, genau die Mitte der wärmebehandelten Stelle ist, dort wo das Thermoelement angepunktet war. Die Kerbschlagbiegeversuche wurden bei Raumtemperatur durchgeführt.



### 4.3 Hochauflösende Rasterelektronenmikroskopie

Die Untersuchungen der Legierungszusammensetzungen der Proben 1-3 zeigten starke Abweichungen bei den Gehalten an Aluminium und Stickstoff, siehe Tabelle 4.2. Dies und der Vergleich dieser chemischen Zusammensetzung mit der Löslichkeitshyperbel von Aluminiumnitrid nach E. Schürmann und M. Hoffmann [9] (Abbildung 3.16), gab den Anstoß für eine detaillierte elektronenmikroskopische Untersuchung am hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop (HRSEM) am FELMI. Abbildung 4.24 zeigt den Vergleich der in dieser Arbeit untersuchten Legierungen mit der Löslichkeitshyperbel von Aluminiumnitrid.

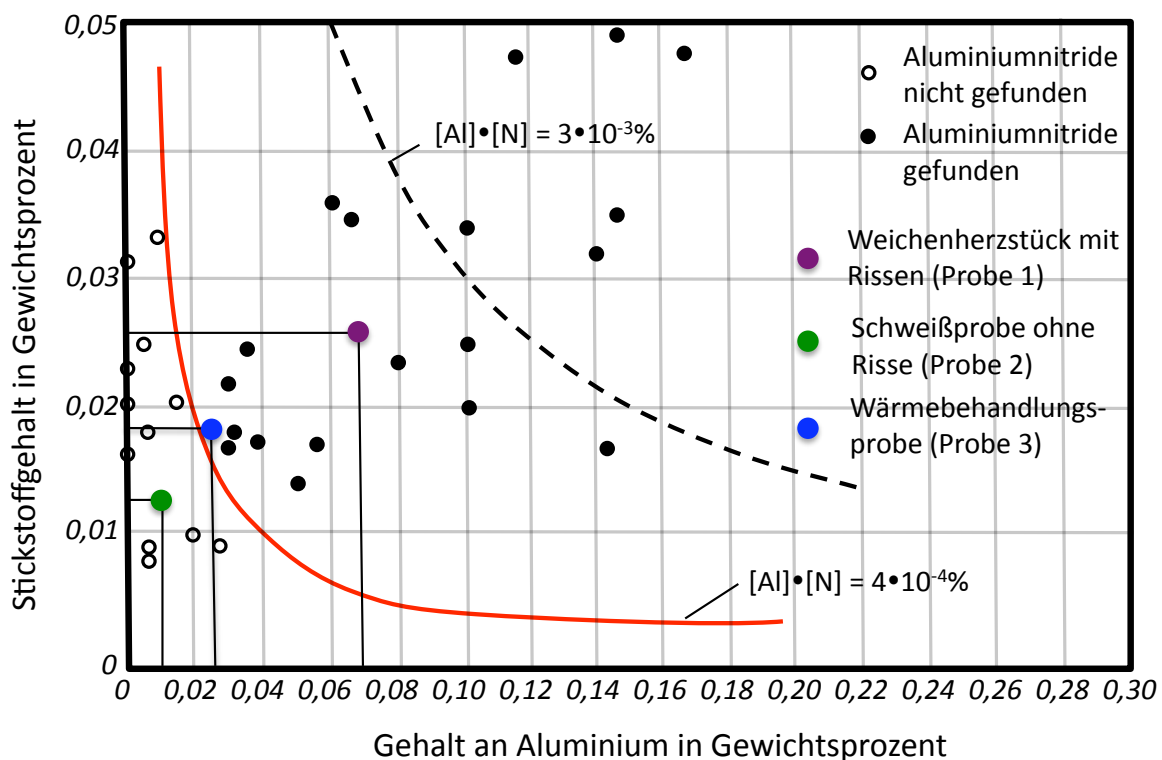


Abbildung 4.24: Vergleich der Al- und N-Gehalte der Proben 1-3 mit der Löslichkeitshyperbel nach E. Schürmann und M. Hoffmann [9]

Aufgrund des hohen Stickstoff- und Aluminiumgehaltes in Probe 1 (Weichenherzstück mit Rissen) ist es sehr wahrscheinlich eine hohe Anzahl an Aluminiumnitriden in diesen Proben zu finden. Die Gehalte an Aluminium und Stickstoff in Proben 2 und 3 liegen entweder auf der Löslichkeitskurve oder wesentlich darunter. Das heißt, in diesen Proben werden keine bzw. nur eine geringe Anzahl an Aluminiumnitriden erwartet.

Von Probe 1 wurden drei unterschiedliche Stellen analysiert. Zum einen wurde ein mit Rissen behaftetes Probenstück entnommen (Proben 1.12 und 1.13) und analysiert (Abbildung 4.25), zum anderen wurde die Kerbschlagprobe 1.6 untersucht. Für die Untersuchung der Risse in den Proben 1.12 und 1.13 wurden diese in flüssigem Stickstoff abgekühlt und geöffnet.

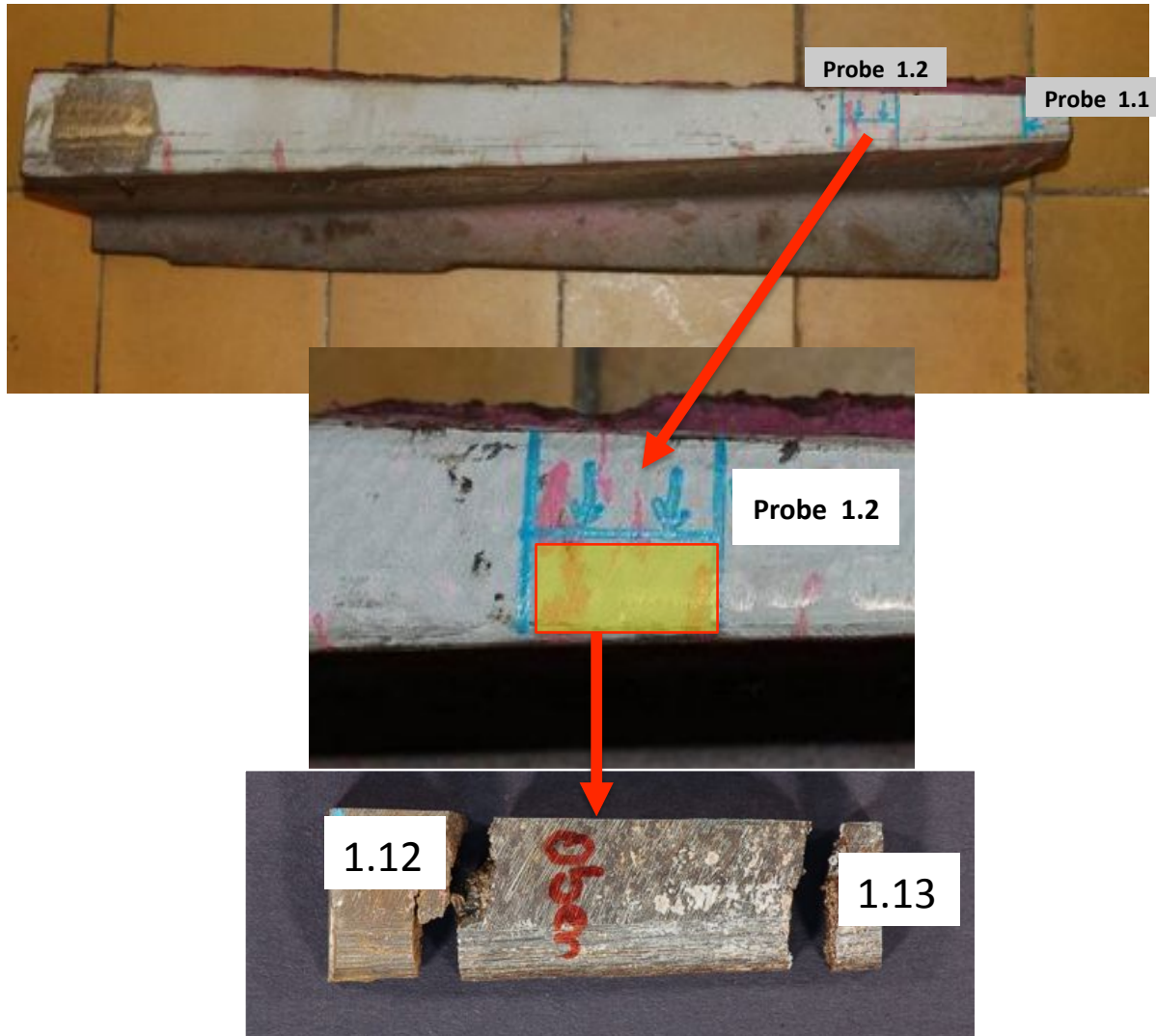


Abbildung 4.25: Proben 1.12 und 1.13 aus dem Weichenherzstück

Die Proben 1.6, 2.14 und 3.6 wurden ebenfalls in flüssigem Stickstoff abgekühlt und an der zuvor eingeschnittenen Kerbe durchschlagen. Wichtig ist dabei, die Proben sofort nach dem Bruch zu untersuchen, um Oxidbildung zu vermeiden.

# Kapitel 5

## Ergebnisse und Diskussion

In diesem Kapitel werden Ergebnisse aus sämtlichen Untersuchungen zusammengefasst. Die Gliederung der Ergebnisse erfolgt anhand der Struktur der experimentellen Untersuchungen.

### 5.1 Bauteilanalyse

#### 5.1.1 Lichtmikroskopische Untersuchung

##### 5.1.1.1 Weichenherzstück mit Rissen

###### **Probe 1.1-Weichenherzstück mit Rissen**

Abbildung 5.1 zeigt ein Übersichtsfoto nach der Ätzung mit dem Ätzmittel V2A Beize. Daraus lässt sich deutlich die Gusstruktur erkennen. Eine feinkörnige Struktur am rechten und linken Rand und das längliche Wachsen der Körner in Richtung des Kerns. Die Kopffläche wurde mechanisch bearbeitet, das heißt die feinkörnige Struktur wurde abgetragen.



Abbildung 5.1: Probe 1.1, Makroaufnahme; Weichenherzstück mit Rissen

Am unteren Rand weist die Probe eine typische austenitische Struktur auf. Man sieht auf den Abbildungen 5.2 und 5.3 Austenitkörner, Karbide, Poren, Korninseln und Einschlüsse vom Gießprozess. Auffällig ist die optisch schlechte Qualität des Gusses. Vor allem die große Anzahl an Poren vermindert die Qualität des Gussgefüges. Die im Guss vorhandenen Korninseln entstehen dadurch, dass die Haltedauer zu kurz gewählt wurde und dadurch der Perlit (von der Gussstruktur) zwar in den Austenit umgewandelt wurde, die Korngrenzen aber noch vorhanden sind.

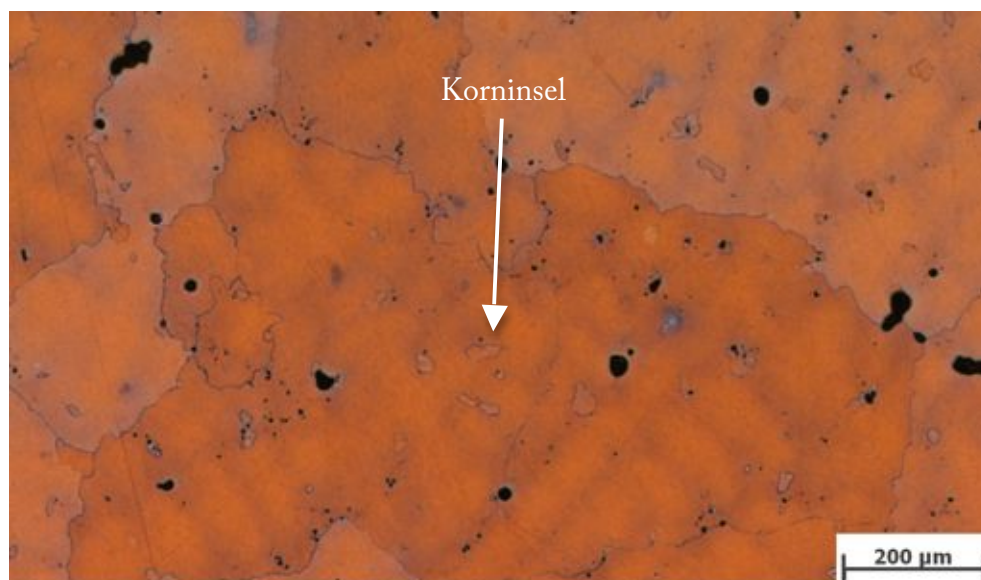


Abbildung 5.2: Probe 1.1, 30mm unter der Oberfläche; Weichenherzstück mit Rissen



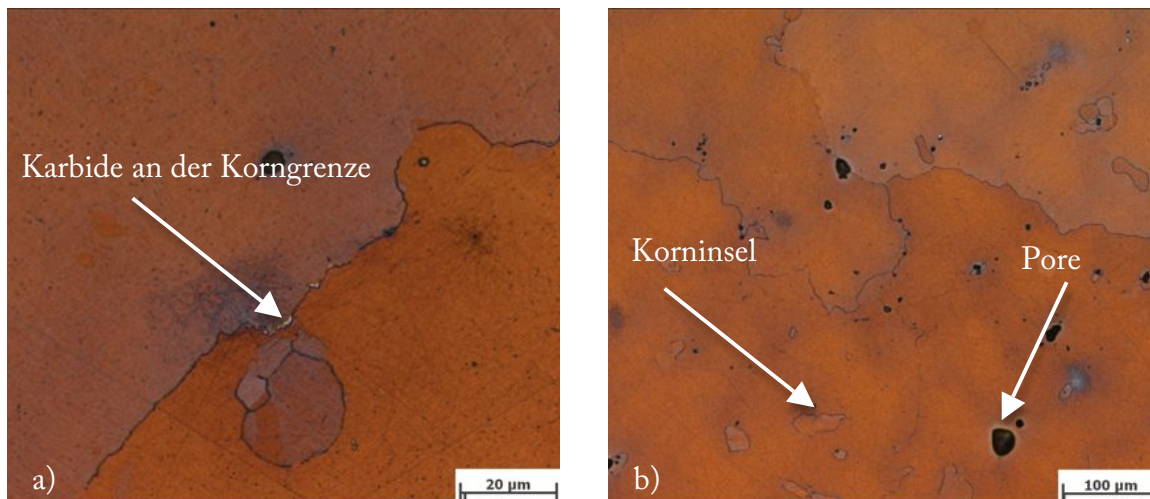


Abbildung 5.3: Probe 1.1, Karbidablagerung an der Korngrenze und Korninseln, (a) und Poren und Korninseln in der Austenitstruktur (b); Weichenherzstück mit Rissen

Mit Hilfe eines Handmagneten wurden die Außenflächen auf Magnetisierbarkeit untersucht. Abbildung 5.4 zeigt, dass das Bauteil an den Seitenflächen magnetisch ist. Folglich hat an diesen Stellen eine Umwandlung von einem kubisch flächenzentrierten Gitter (nicht magnetisierbar) in ein kubisch raumzentriertes Gitter (magnetisierbar) stattgefunden.

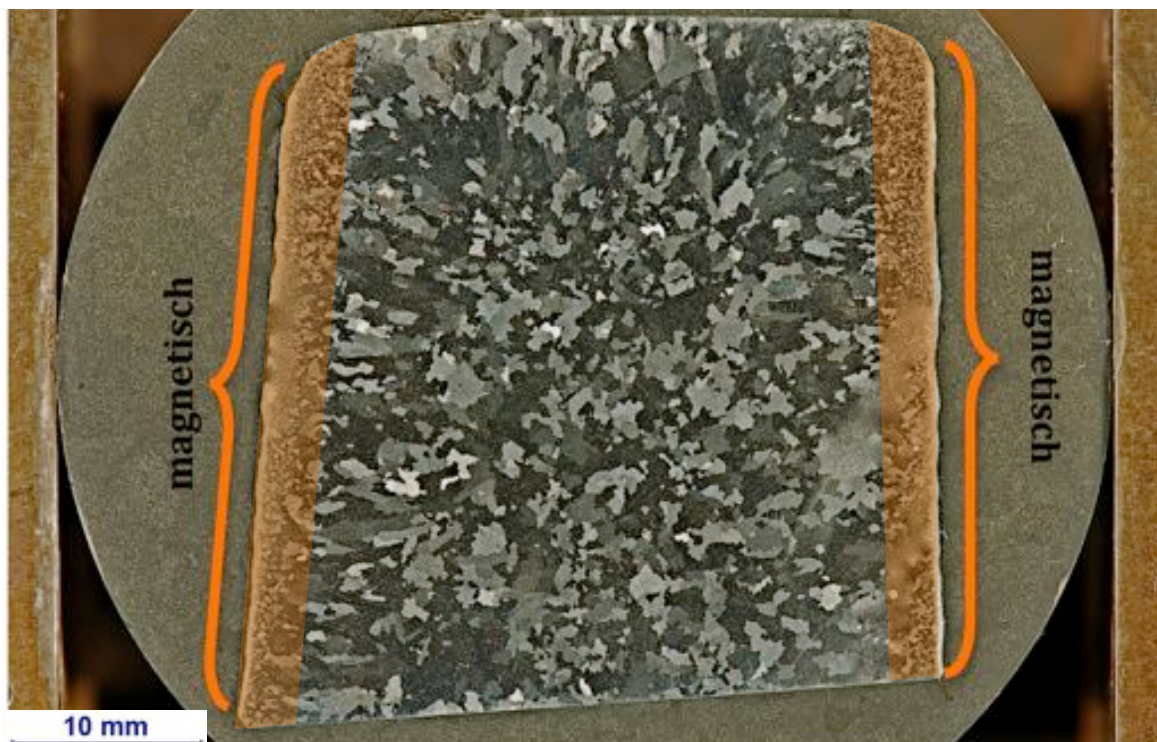


Abbildung 5.4: Probe 1.1, magnetischer Bereich der Probe; Weichenherzstück mit Rissen

Um das Gefüge in diesem Bereich zu untersuchen, wurden lichtmikroskopische Aufnahmen gemacht (Abbildung 5.5) und eine Mikrohärtemessung (HV0,030) durchgeführt (Abbildung 5.6).



Abbildung 5.5: Probe 1.1, Martensitbildung am Randbereich; Weichenherzstück mit Rissen



Abbildung 5.6: Probe 1.1, Härtemessung des Randbereiches; Weichenherzstück mit Rissen

Die hohe Härte und die nadelige Struktur zeigen, dass es sich bei diesem Gefüge um Martensit handelt. Dieser entstand durch eine Randentkohlung während der Wärmebehandlung. Dabei diffundiert der Kohlenstoff aus der Probe heraus und durch die geringere Kohlenstoffkonzentration steigt in der Randzone die Martensitstarttemperatur.



Durch das Abschrecken nach der Wärmebehandlung klappt der Austenit in ein martensitisches Gefüge um.

Abbildung 5.7 zeigt den Kopfbereich des Weichenherzes mit Körnern, die von parallelen Linien durchzogen sind. Diese Linien werden, wie in Kapitel 3.2.6 schon erwähnt, als Gleitlinien bezeichnet, die durch das Wandern von Versetzungen entstehen. Neben den Gleitlinien fallen wieder die große Anzahl an Poren und die im Korn zurückgebliebenen Korninseln auf.

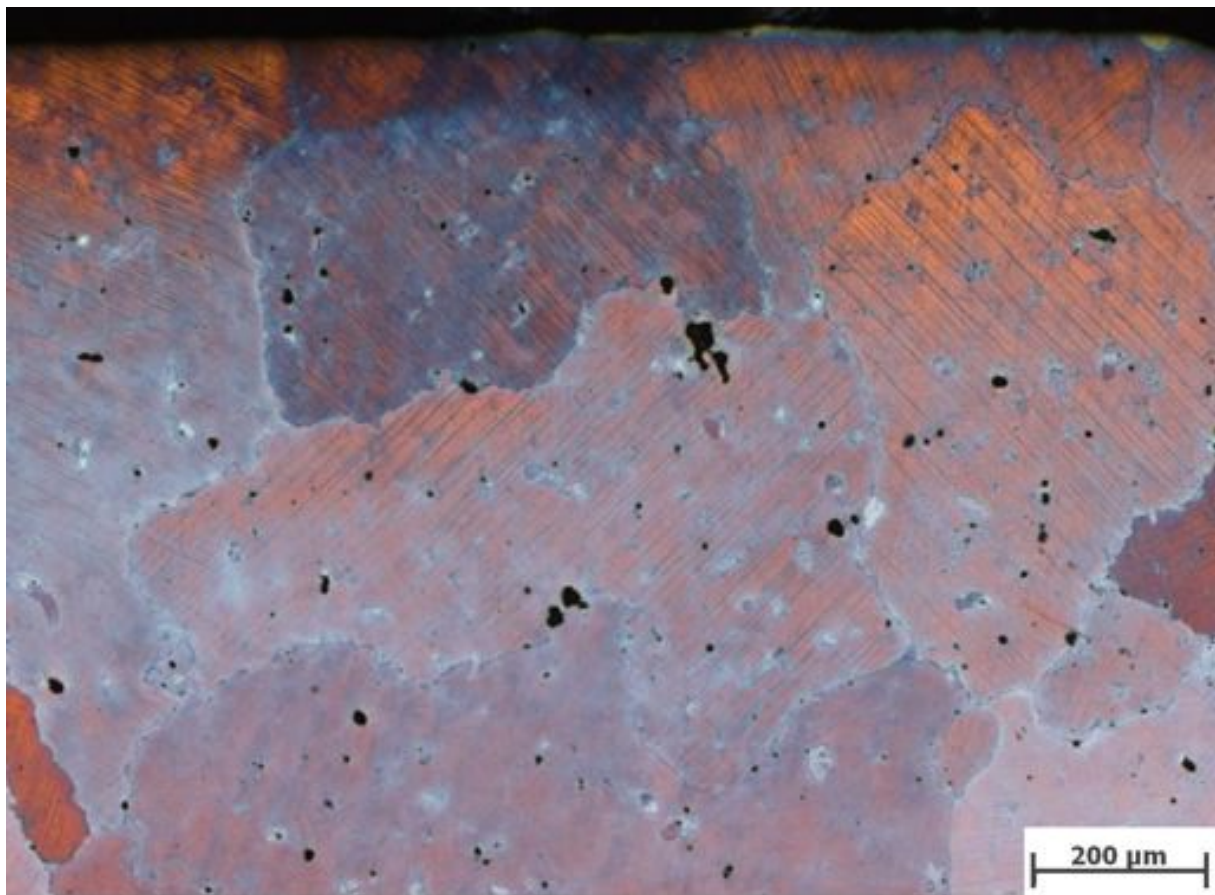


Abbildung 5.7: Probe 1.1; oberer Randbereich des Weichenherzes; Weichenherzstück mit Rissen

### Probe 1.2-Weichenherzstück mit Rissen

Der Schliff der Probe 1.2 verläuft genau senkrecht zu den Rissen (Abbildung 4.2). Somit ist es möglich, die Rissstruktur detailliert zu untersuchen. Abbildung 5.8 zeigt, dass insgesamt 5 Risse detektiert wurden.

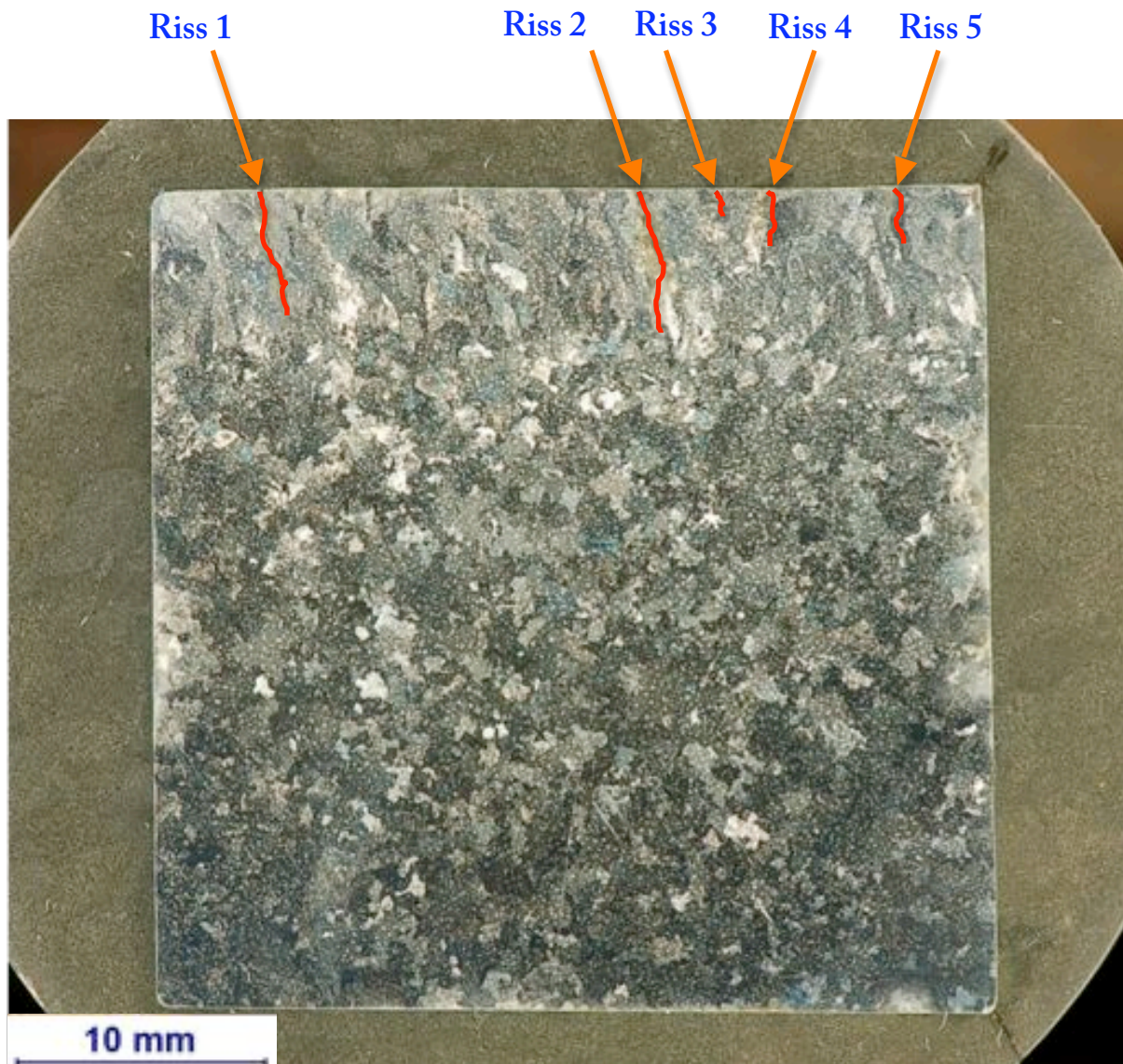


Abbildung 5.8: Probe 1.2, Makroaufnahme – Ätzung; Weichenherzstück mit Rissen

Abbildung 5.9 Riss 1, welcher eine Länge von 6mm hat und zu seiner Spitze hin unterbrochen ist (Abbildung 5.10). Großteils verläuft der Riss an den Korngrenzen, wobei die Vergrößerung von Abbildung 5.10 zeigt, dass der Riss in einem Korn aufhört, kleine Risse im Korn vorhanden sind und der Riss dann an der Korngrenze erneut startet. (Abbildung 5.11)



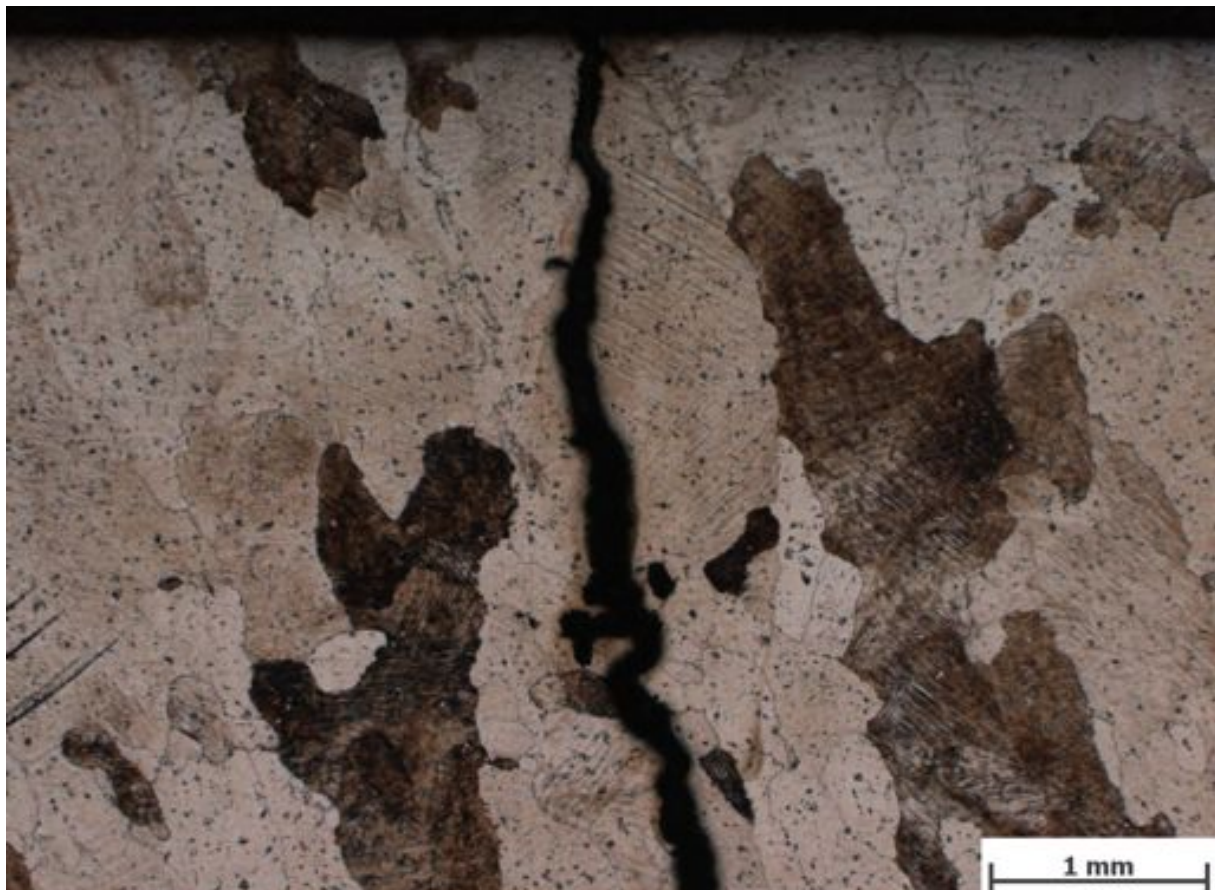


Abbildung 5.9: Riss 1 von Probe 1.2; Weichenherzstück mit Rissen

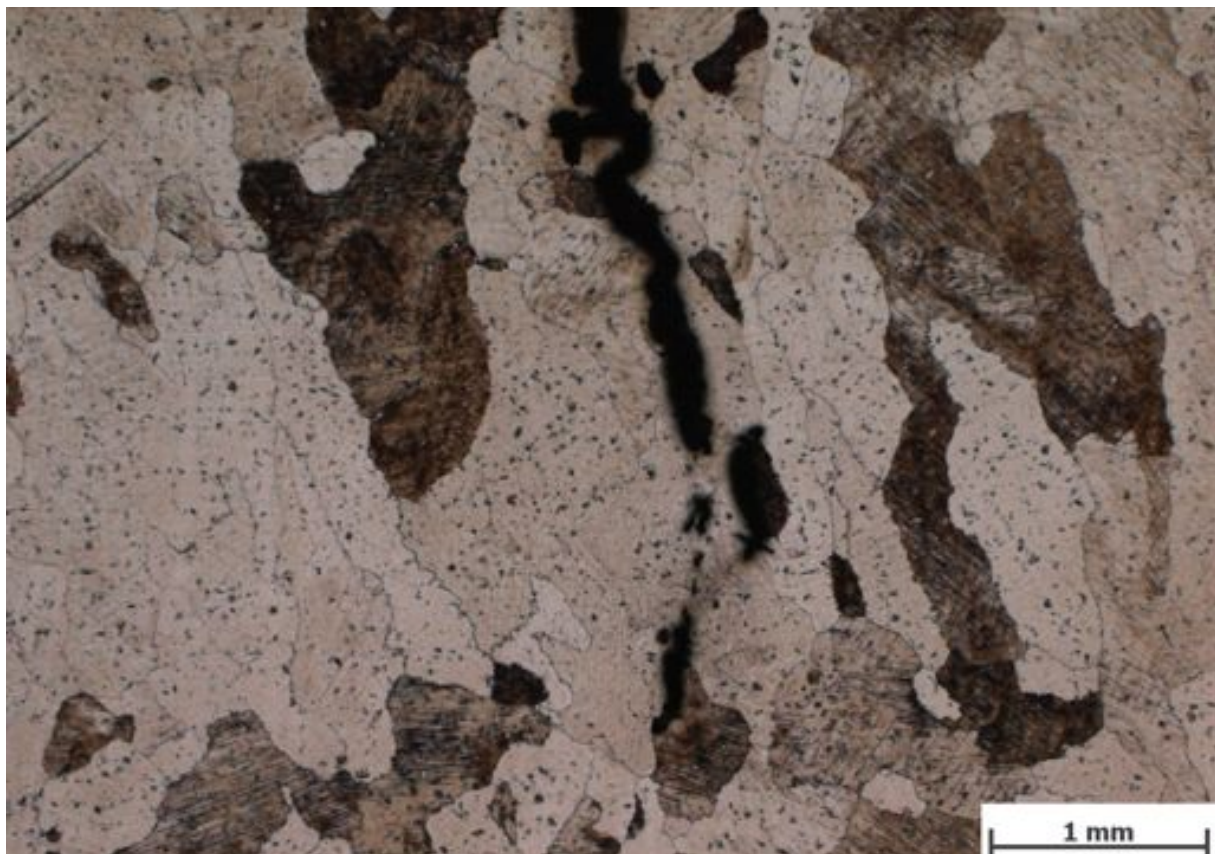


Abbildung 5.10: Riss 1 von Probe 1.2, Risspitze; Weichenherzstück mit Rissen

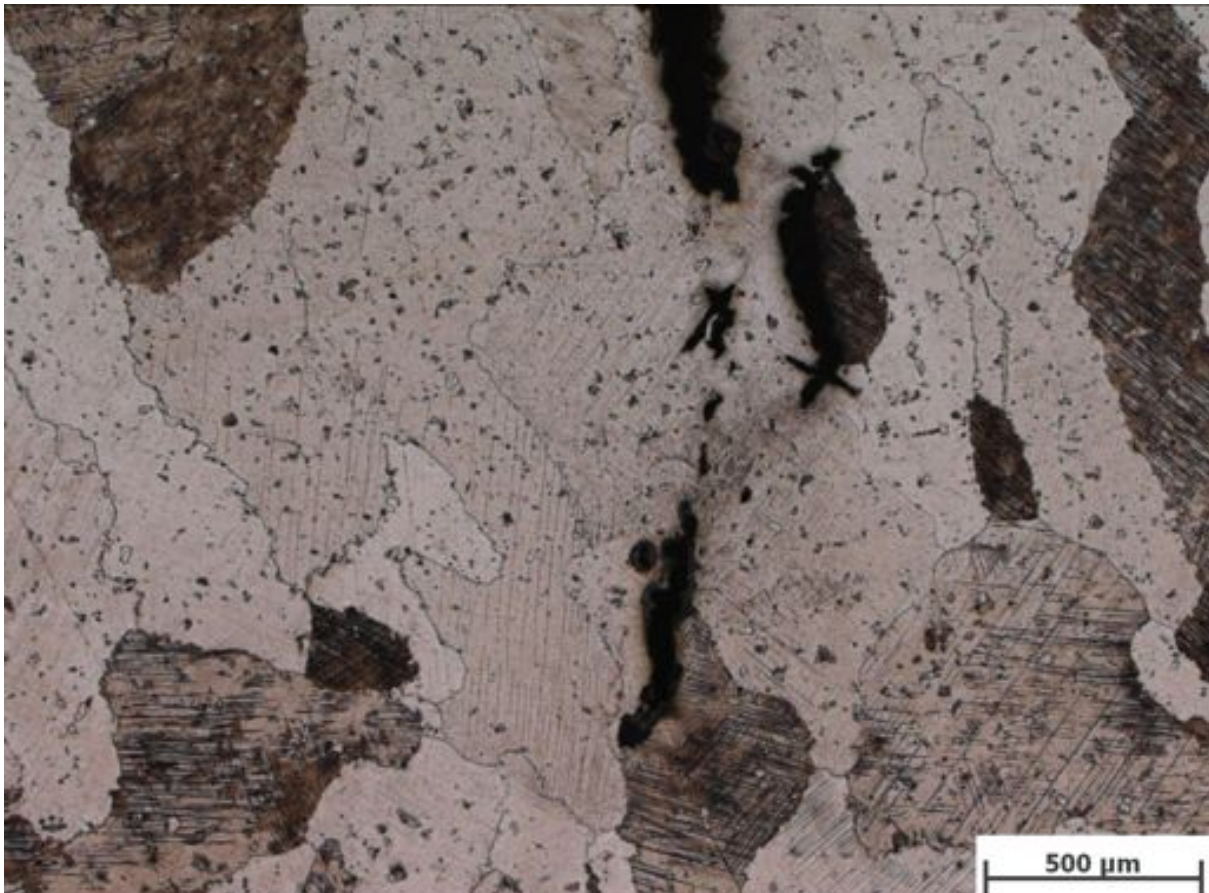


Abbildung 5.11: Riss 1 von Probe 1.2; Rissspitze; Weichenherzstück mit Rissen

In Abbildung 5.12 ist der obere Teil des Risses 2 dargestellt. Abgesehen von einem kurzen Stück verläuft auch dieser Riss wieder entlang den Korngrenzen und endet auch an einer solchen. Es gibt keine Anzeichen von Belägen oder Einschlüssen entlang des Risses. Die Risslänge beträgt 5,5mm, wobei der Rissverlauf unterbrochen ist (Abbildung 5.13). Die Risse 3, 4, und 5 sind bedeutend kleiner (Riss 3 ~ 0,5mm; Riss 4 ~ 1,8mm; Riss 5 ~ 2mm).



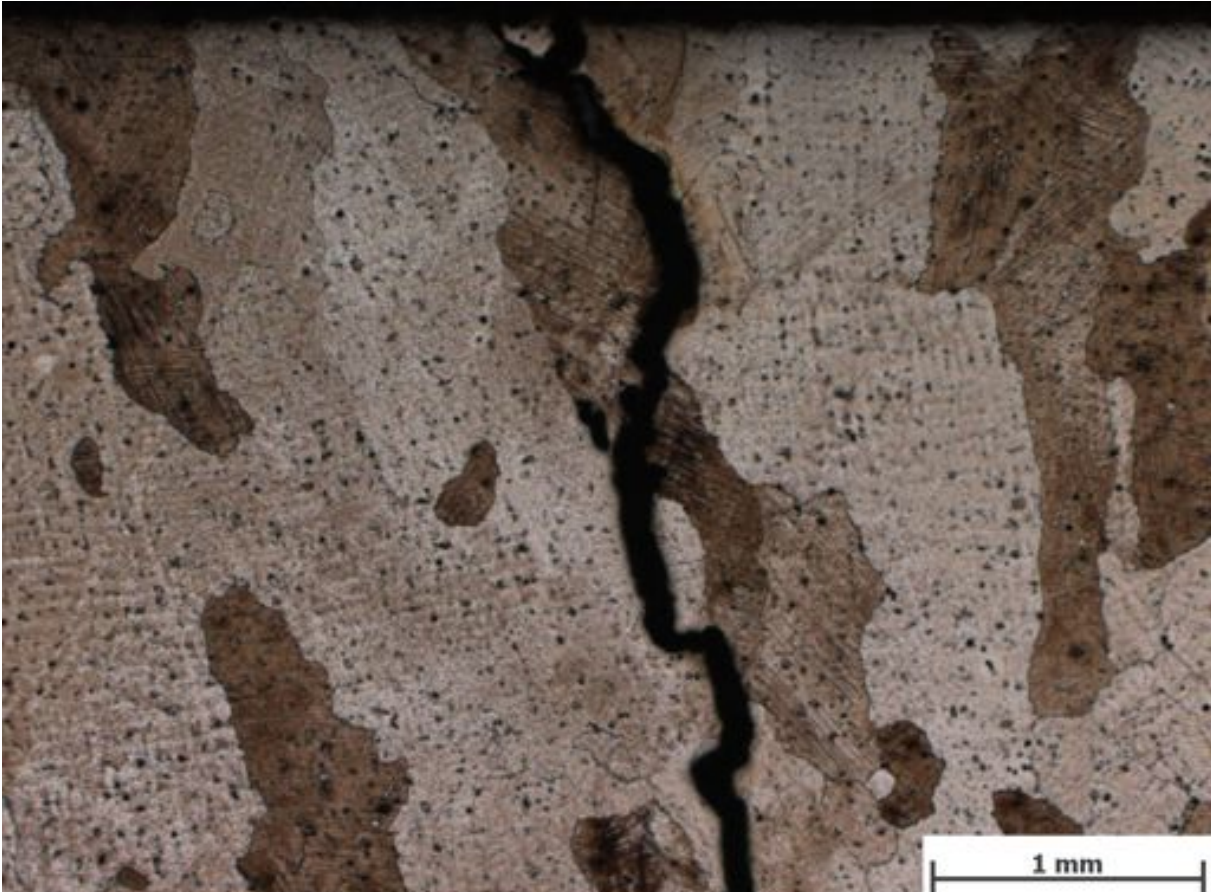


Abbildung 5.12: Riss 2 von Probe 1.2; Weichenherzstück mit Rissen

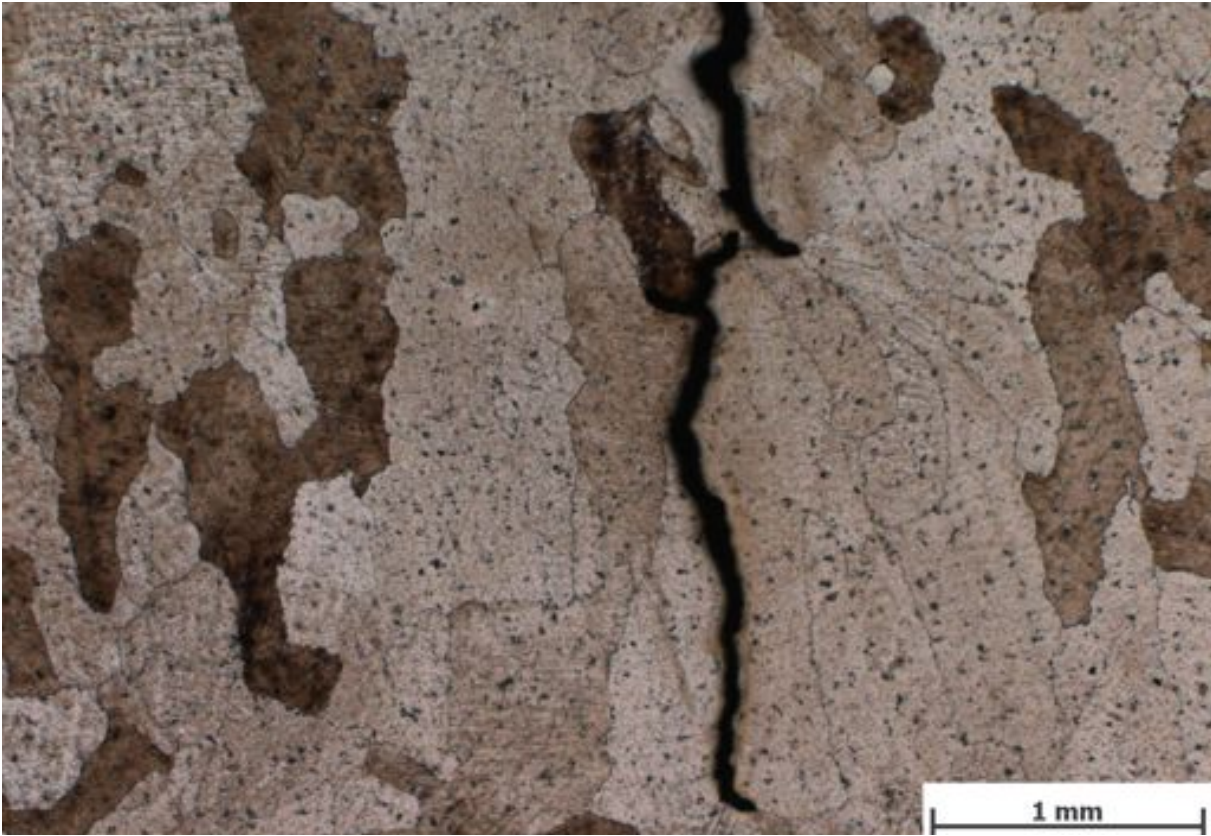


Abbildung 5.13: Riss 2-Fortsetzung von Probe 1.2; Weichenherzstück mit Rissen

### 5.1.1.2 Gefügevergleich Weichenherzstück und Schweißprobe

Aus Probe 2 (Schweißprobe) wurden Schliffe im Bereich der Oberfläche und im nichtverfestigten Bereich angefertigt (siehe Abbildung 4.4) und untersucht. Abbildung 5.14 zeigt den Vergleich der sprengverfestigten Bereiche in Probe 2.2 (Schweißprobe) und Probe 1.1 (Weichenherzstück).

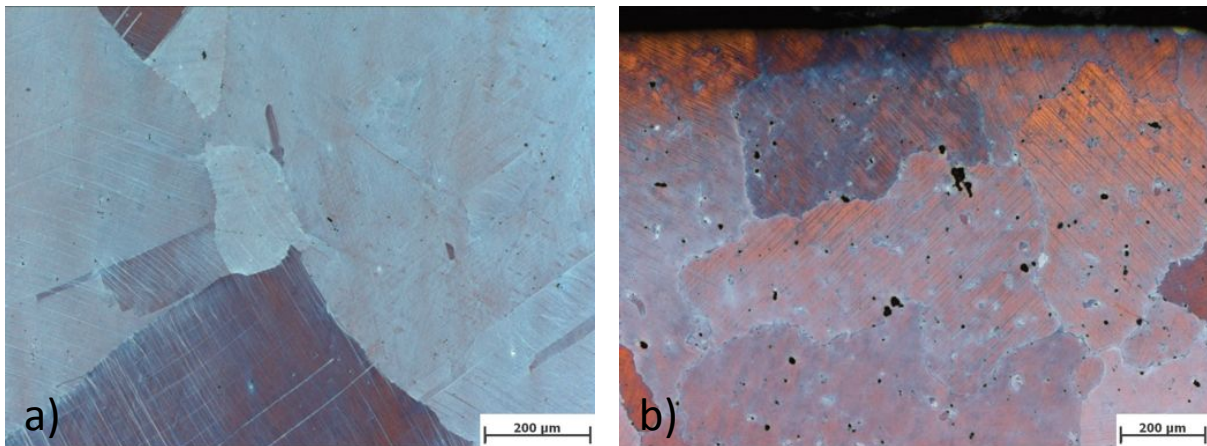


Abbildung 5.14: Schliffbild der sprengverfestigten Bereiche, (a) Probe 2.2 (Schweißprobe) und (b) Probe 1.1 (Weichenherzstück)

Abbildung 5.15 zeigt den Gefügevergleich der unverformten Bereiche der beiden Proben. Im rechten Bild (Abbildung 5.15b) sind wieder sehr viele Poren und Korninseln zu sehen. Im linken Bild (Abbildung 5.15a) ist die Anzahl der Poren geringer.

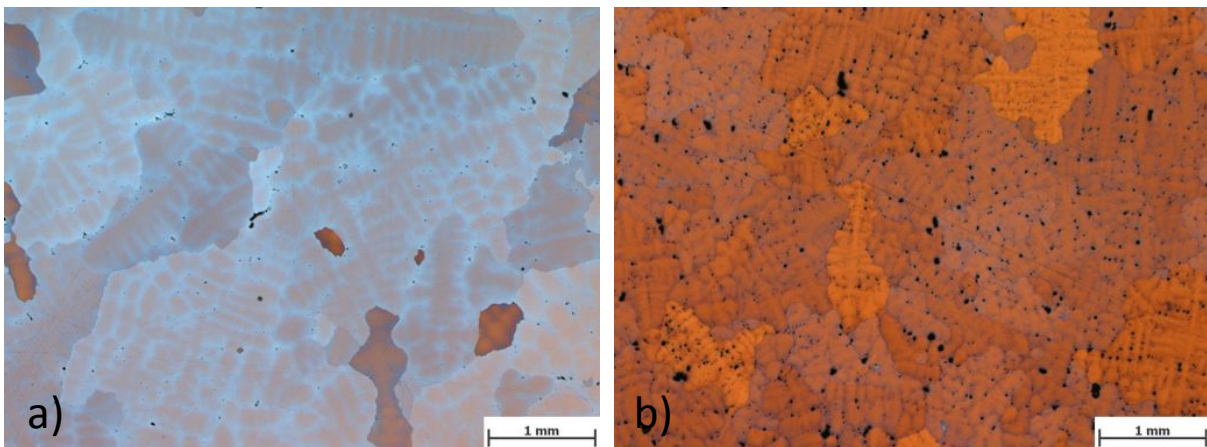


Abbildung 5.15: Schliffbild im unverformten Bereich, (a) Probe 2.2 (unverformter Bereich der Schweißprobe) und (b) Probe 1.1 (unverformter Bereich des Weichenherzstückes)

Der Gefügevergleich dieser Proben zeigt eindeutig die weitaus schlechtere Gussqualität in Probe 1.1.



## 5.1.2 Mechanisch-technologische Untersuchungen

### 5.1.2.1 Kerbschlagbiegeversuche

#### Probe 1-Weichenherzstück mit Rissen

Abbildung 4.6 und Abbildung 4.7 zeigen die Anordnung, wie die Kerbschlagbiegeproben aus dem Weichenherzstück herausgearbeitet wurden. Anschließend erfolgte der Versuch bei Raumtemperatur. In Tabelle 5.1 sind die Ergebnisse aufgelistet.

Tabelle 5.1: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeproben 1.3-1.10; Weichenherzstück mit Rissen

Probennummer	Kerbschlagarbeit [J]	laterale Breitung [mm]
1.3	42	0,77
1.4	52	0,86
1.5	39	0,72
1.6	36	0,66
1.7	82	1,18
1.8	97	1,44
1.9	81	1,24
1.10	95	1,40

Die Proben 1.3-1.6 wurden dem Kopfbereich entnommen und weisen durch die Sprengverfestigung deutlich geringere Kerbschlagarbeitswerte auf als die Proben 1.7-1.10, welche im Inneren des Weichenherzstückes entnommen wurden (siehe Abbildung 4.6 und Abbildung 4.7). Allerdings sind auch die Kerbschlagarbeiten der Proben 1.7-1.10 unter den in der Literatur angegebenen Werten (min. 100J) [2, 29].

#### Probe 2-Schweißprobe ohne Risse

Laut Abbildung 4.8 wurden aus der Schweißprobe Kerbschlagbiegeproben entnommen. Die Ergebnisse dieser Versuche sind in Tabelle 5.2 aufgelistet.

Ähnlich zu den Versuchen von Probe 1 wurden aus beiden Bereichen jeweils fünf Proben (2.4-2.8) aus dem sprengverfestigten Bereich und fünf Proben (2.9-2.13) aus dem Schieneninneren entnommen.

Tabelle 5.2: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeproben 2.4-2.13; Schweißprobe ohne Risse

Probennummer	Kerbschlagarbeit [J]	laterale Breitung [mm]
2.4	146	1,7
2.5	142	2,0
2.6	141	2,0
2.7	184	2,1
2.8	140	1,80
2.9	149	1,9
2.10	120	1,6
2.11	104	1,5
2.12	124	1,9
2.13	126	1,80

Generell zeigen die Ergebnisse, dass alle Kerbschlagarbeitswerte aus Probe 2 sehr hoch sind. Das Bauteil ist an der Oberfläche trotz der Sprengverfestigung und der damit einhergehenden Härtesteigerung sehr zäh. Die Kerbschlagarbeitswerte sind im sprengverfestigten Bereich etwas höher als im Bereich Bauteilmitte. Die Gründe dafür liegen einerseits in dem für den Kerbschlagbiegeversuch großen Streuungsbereich, andererseits aber auch in der Qualität des Gusses. Die Proben 2.4 und 2.7 aus dem sprengverfestigten Bereich (Abbildung 5.16) und die Proben 2.10 und 2.11 aus dem Bereich der Bauteilmitte (Abbildung 5.17) wurden lichtmikroskopisch untersucht. Der Vergleich dieser Abbildungen zeigt eindeutig weniger Poren im oberflächennahen Bereich als im Bereich Bauteilmitte.

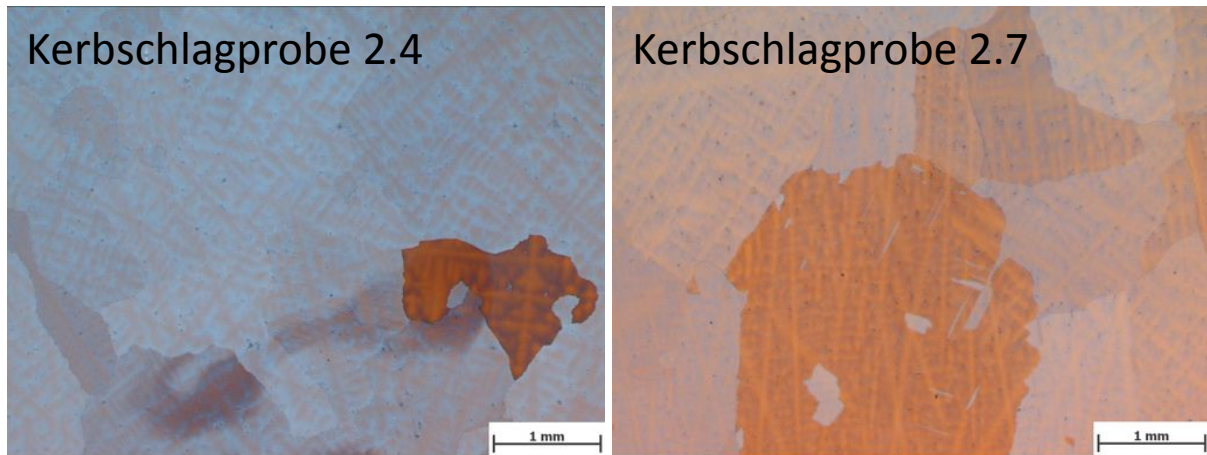


Abbildung 5.16: Kerbschlagbiegeprobe 2.4 und 2.7 vom Kopfbereich der Probe 2; Schweißprobe ohne Risse

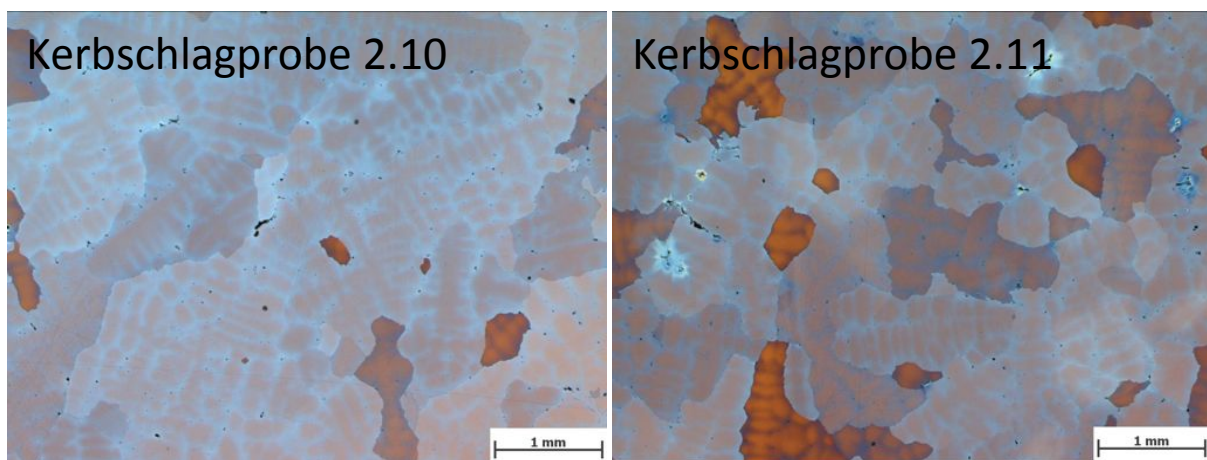


Abbildung 5.17: Kerbschlagbiegeprobe 2.10 und 2.11 vom Bereich Bauteilmitte der Probe 2; Schweißprobe ohne Risse

### 5.1.2.2 Härtemessung

#### Probe 1-Weichenherzstück mit Rissen

Abbildungen 5.18 und 5.19 zeigen wie sich die Sprengverfestigung des Schienenkopfes auf den Härteverlauf im Schienenquerschnitt auswirkt.

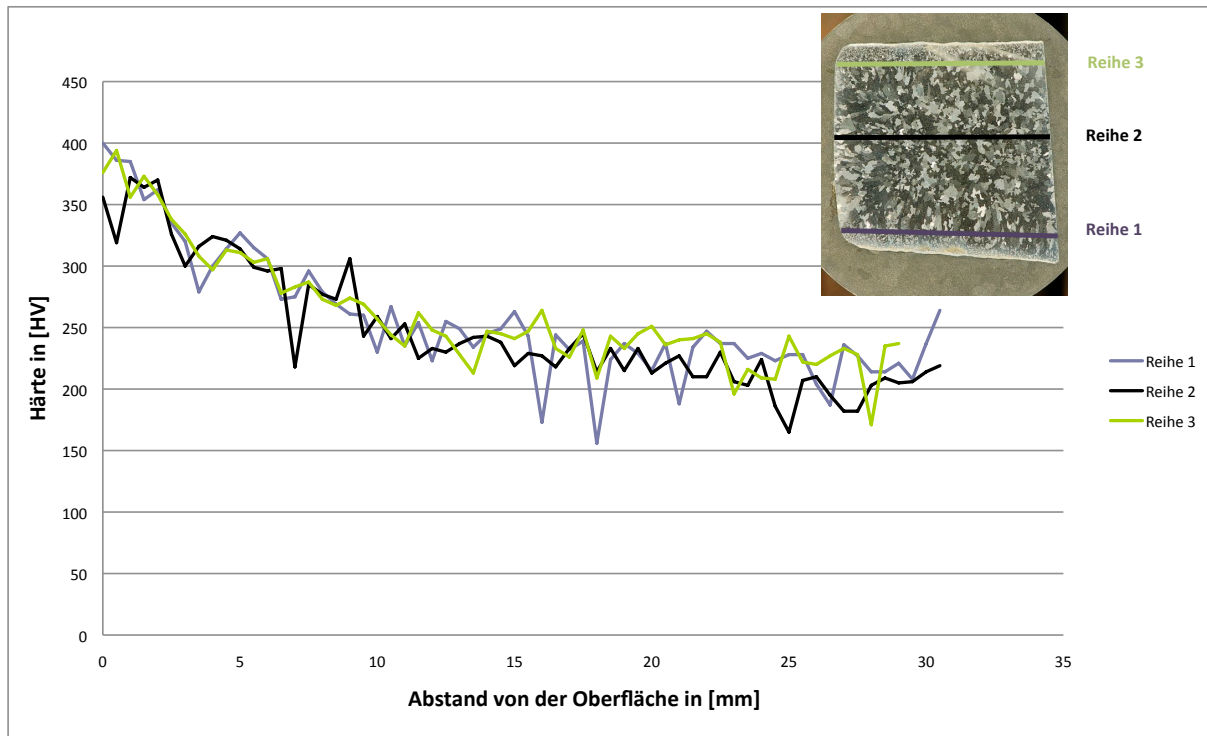


Abbildung 5.18: Härtereihen in Probe 1.1; Weichenherzstück mit Rissen

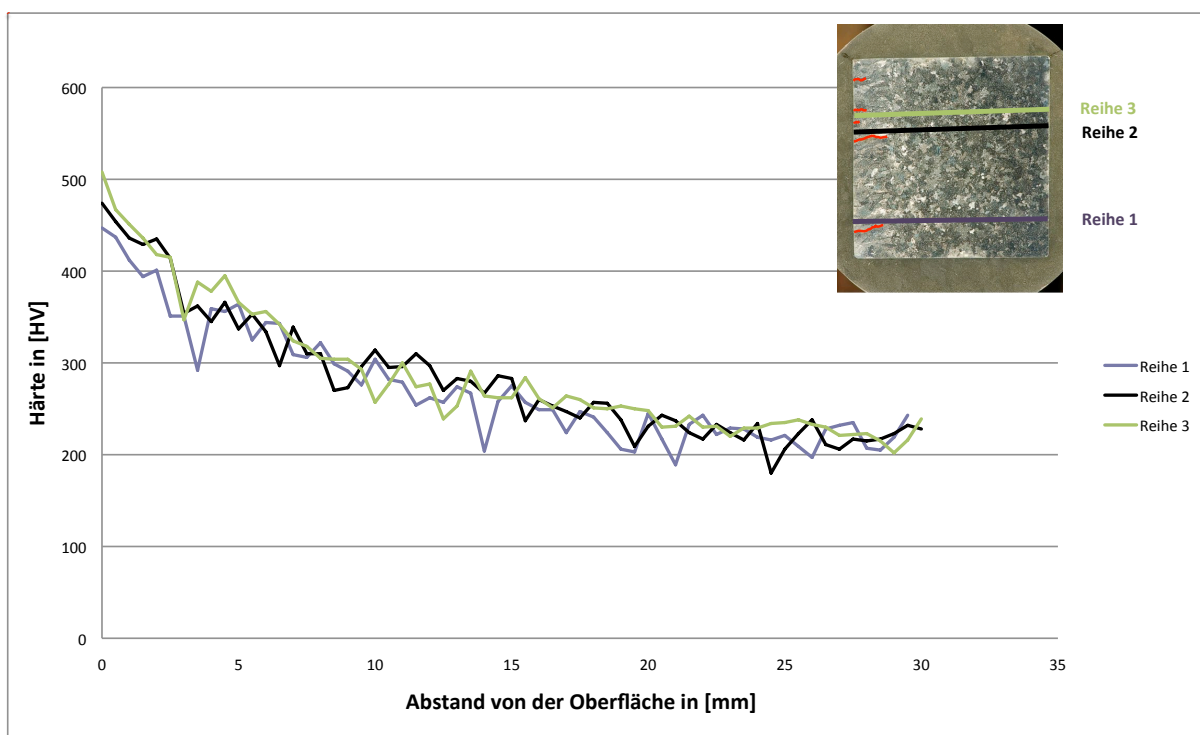


Abbildung 5.19: Härtereihen in Probe 1.2; Weichenherzstück mit Rissen



Dazu wurden jeweils 3 Härtelinien, ausgehend vom Schienenkopf ins Schieneninnere, mit dem Vickers Verfahren (HV5) gemessen und ausgewertet. Durch die Sprengverfestigung entsteht am Schienenkopf eine hohe Härte, die aber, je weiter die Messpunkte ins Innere gehen, stark abnimmt. 10mm vom Kopf entfernt ist die Härtesteigerung durch die Sprengverfestigung kaum noch gegeben. So wurde am unverformten Grundwerkstoff eine Härte von ungefähr 200HV5 gemessen, hingegen weist der Kopf von Probe 1.1 einen Wert von etwa 400HV5 und der Kopf von Probe 1.2 einen Wert von 500HV5 auf.

### Probe 2-Schweißprobe ohne Risse

Auch bei den Schliffen der Probe 2 wurden Härtemessungen durchgeführt. Die Härtewerte der Proben (2.1-2.3) sind ähnlich. Als Beispiel wurden in Abbildung 5.20 die Härtereihen in Probe 2.2 dargestellt. Verglichen mit den Härtewerten der Probe 1.1 und 1.2 ist der Abfall der Härte in Probe 2.2 weniger ausgeprägt.

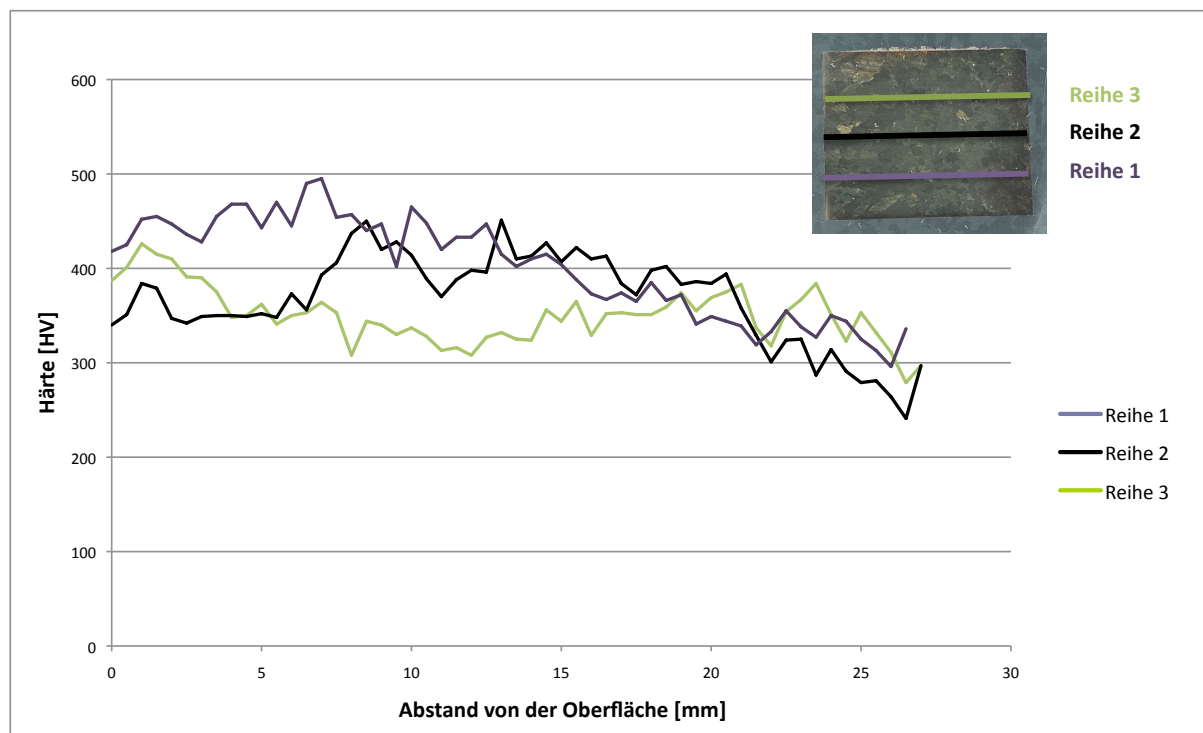


Abbildung 5.20: Härtereihen in Probe 2.2; Schweißprobe ohne Risse

### 5.1.2.3 Eigenspannungsanalyse

Abbildung 5.21 zeigt den Verlauf der Längs- und Querspannungen in Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche des Schienenkopfes der Probe 1 (Weichenherzstück mit Rissen)

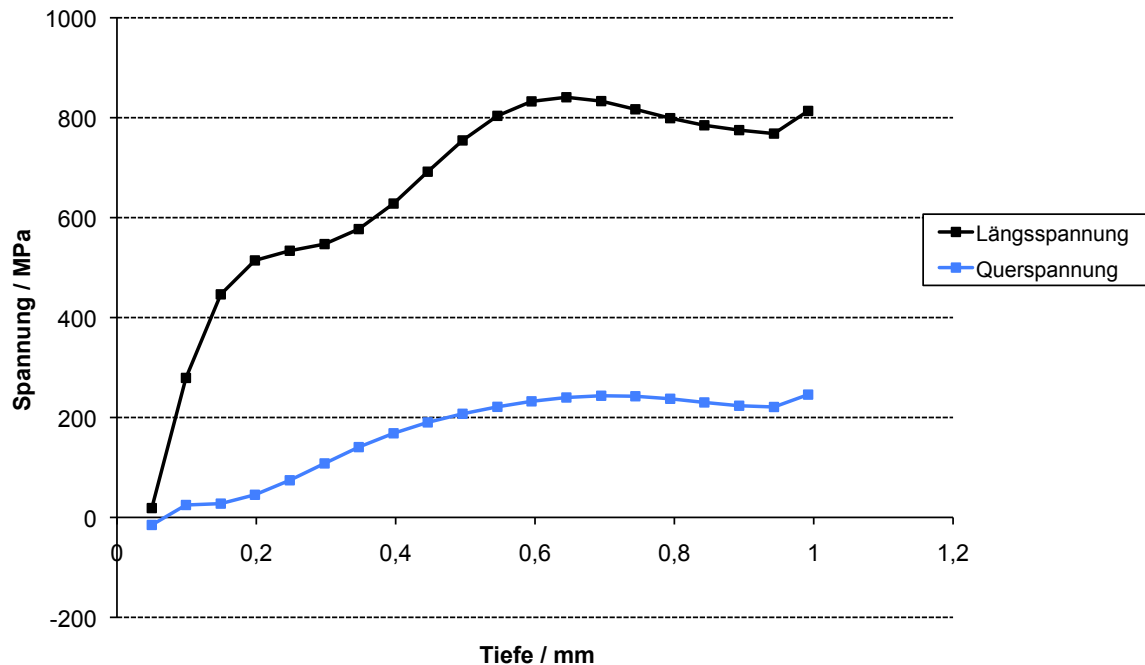


Abbildung 5.21: Längs- und Querspannungen in Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche des Schienenkopfes der Probe 1; Weichenherzstück mit Rissen

Die Ergebnisse der Probe 1 zeigen, dass durch die hochdynamische Beanspruchung beim Sprengverfestigen sehr hohe Zugkräfte knapp unter der Oberfläche entstehen. Diese Längsspannungen werden durch das Einbringen von Druckwellen beim Sprengen und der damit verbundenen plastischen Verformung erzeugt und liegen genau  $90^\circ$  zur Rissausbreitung.

### 5.1.3 Rasterelektronenmikroskopie

Um festzustellen, ob Beläge oder Verunreinigungen an der Rissoberfläche zu finden sind, wurden Untersuchungen mit dem Rasterelektronenmikroskop und EDX durchgeführt. Abbildung 5.22 zeigt den Vergleich von Riss 2 (Probe 1.2) im Lichtmikroskop und im Rasterelektronenmikroskop.

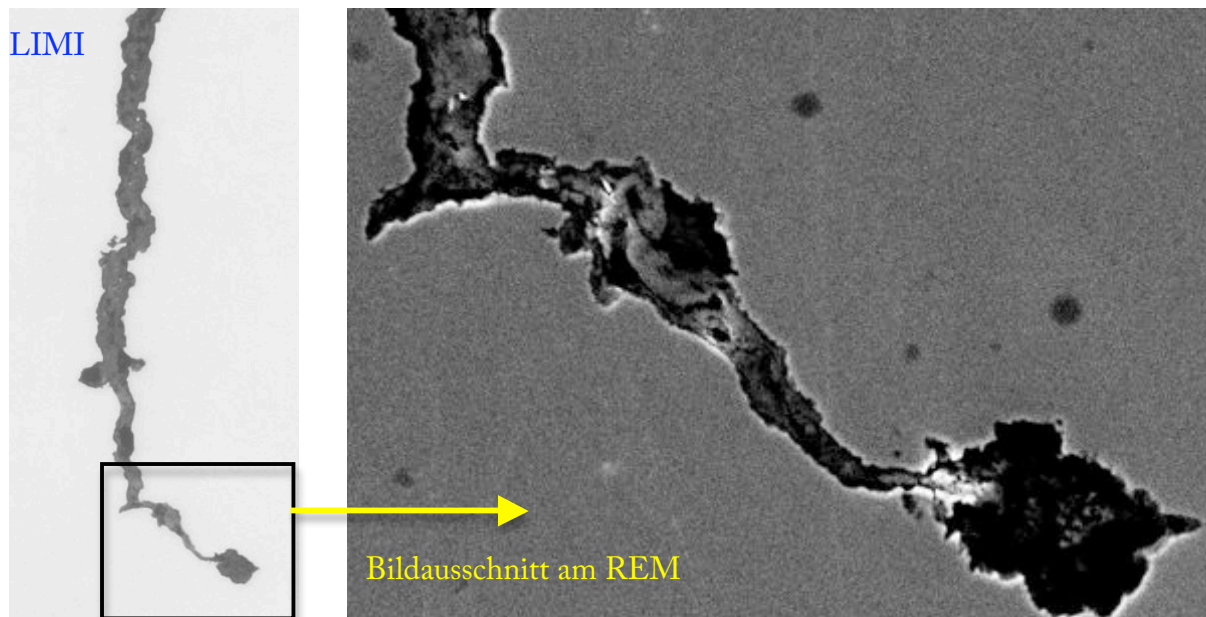


Abbildung 5.22: Riss 2 von Probe 1.2; Weichenherzstück mit Rissen

Mit Hilfe der EDX-Analyse wurde ein Flächenscan durchgeführt, um die in diesem Bereich vorkommenden Elemente zu detektieren. Alle in diesem Bereich vorkommenden Elemente werden in einem Spektrum aufgelistet und dargestellt (Abbildung 5.23).

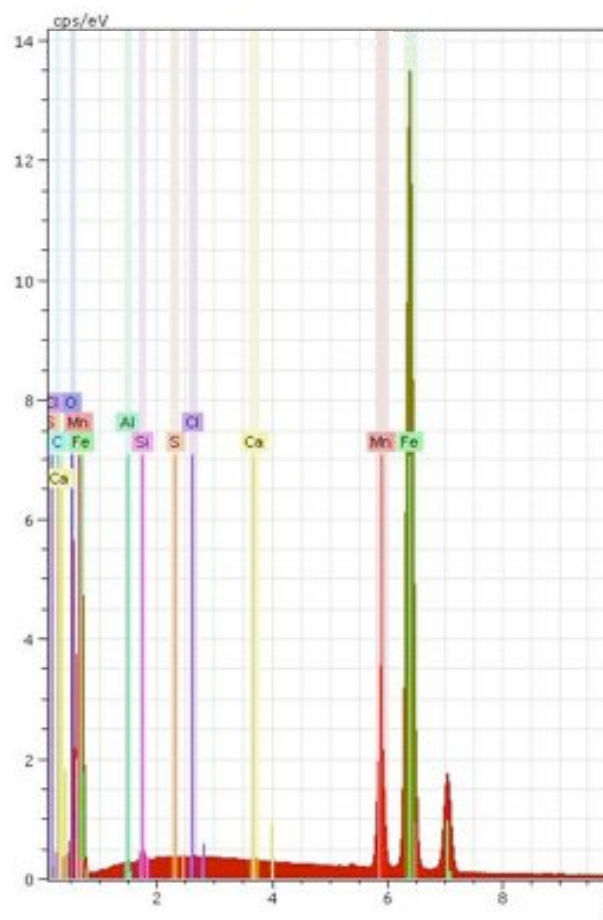


Abbildung 5.23: EDX-Spektrum von Riss 2 in Probe 1.2; Weichenherzstück mit Rissen

Aus diesen Daten werden Elementbilder erzeugt, die zeigen, wo und mit welcher Häufigkeit welche Elemente vorhanden sind. Die wichtigsten Elemente in diesem Bereich und speziell im Rissbereich sind neben Eisen (Fe) und Mangan (Mn) vor allem Sauerstoff (O) und Silizium (Si). Durch die Darstellung der Elemente Fe, O, und Si in Abbildung 5.24 zeigt sich, dass Sauerstoff eine Verbindung mit Eisen zu Eisenoxid eingegangen ist. Der am Rissanfang rosa gefärbte Bereich deutet auf eine Verunreinigung der Schmelze hin. Abbildung 5.25 bis Abbildung 5.27 zeigen die Elementverteilungen für Eisen, Sauerstoff und Silizium.

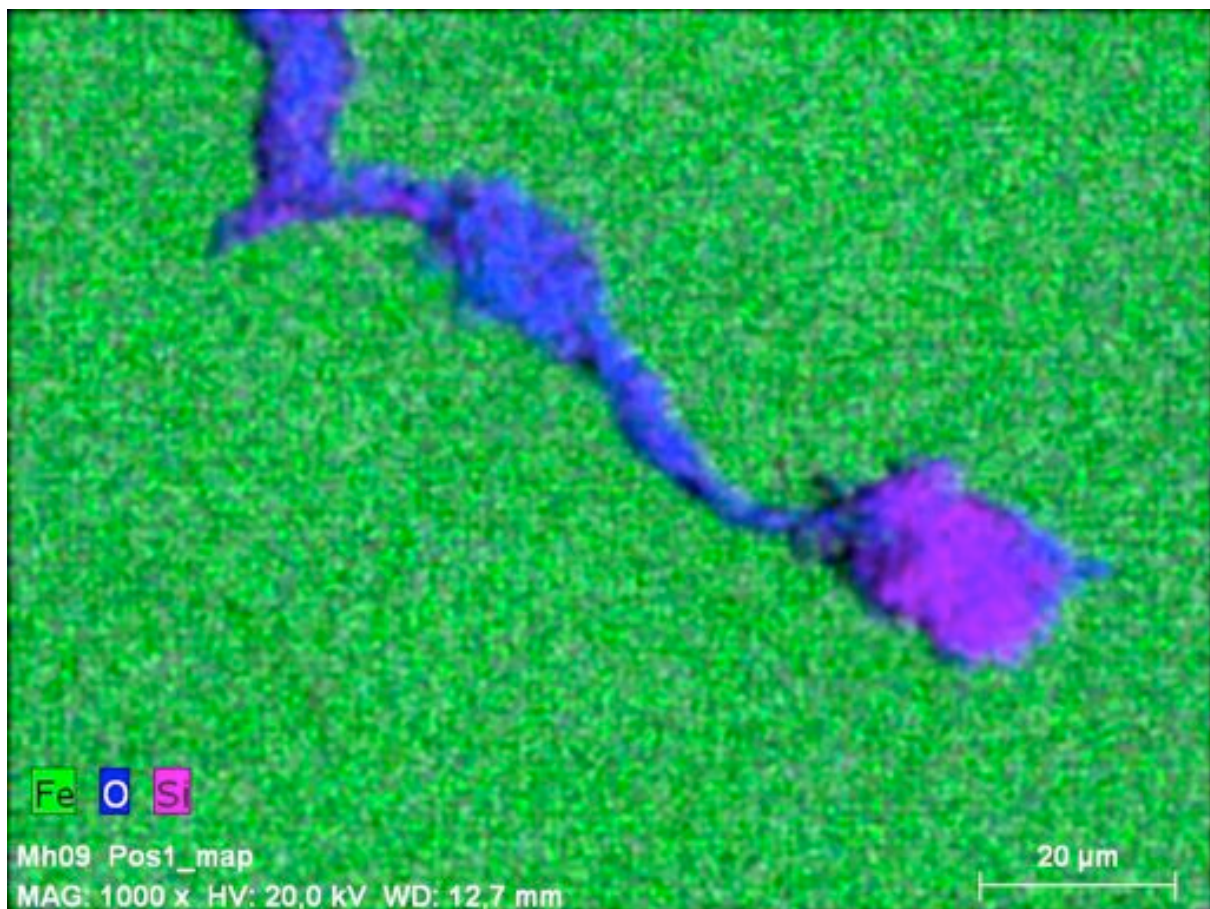


Abbildung 5.24: Riss 2 von Probe 1.2, Darstellung der Elemente Fe, O, und Si; Weichenherzstück mit Rissen



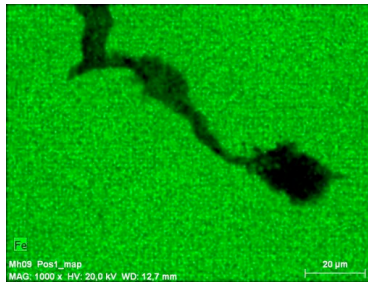


Abbildung 5.25: Riss 2 von  
Probe 1.2, Eisen

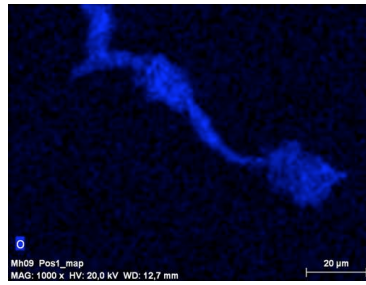


Abbildung 5.26: Riss 2 von  
Probe 1.2; Sauerstoff

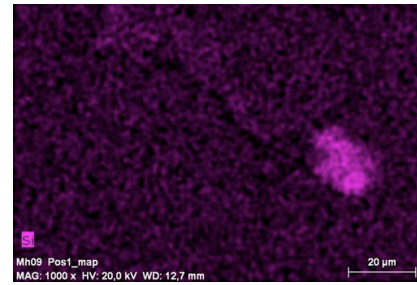


Abbildung 5.27: Riss 2 von Probe  
1.2; Silizium

Auch die anderen Risse der Probe 1.2 wurden mit dem REM und EDX untersucht. Als Beispiele dienen Abbildung 5.28 und Abbildung 5.29 von Riss 3.

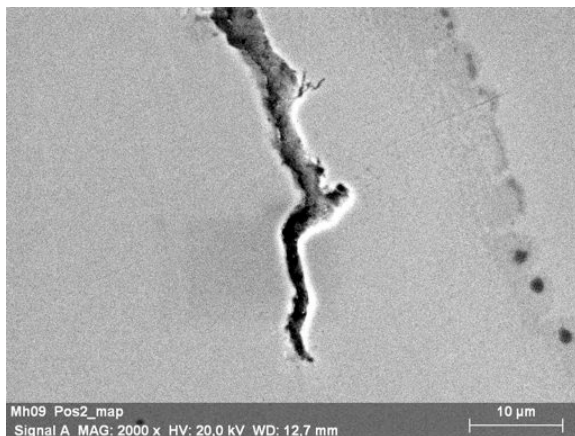


Abbildung 5.28 Riss 3 von Probe 1.2, Bildausschnitt  
am REM; Weichenherzstück mit Rissen

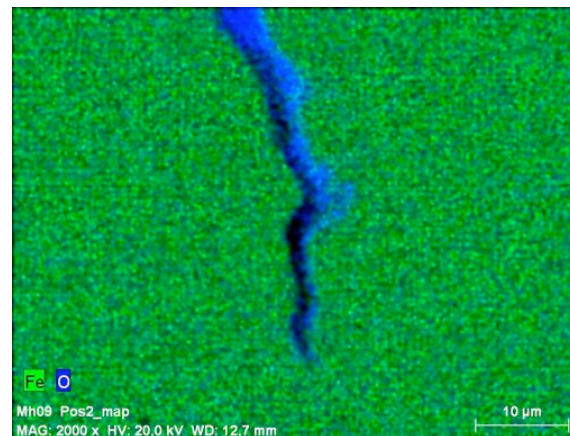


Abbildung 5.29 Riss 3 von Probe 1.2, Darstellung  
der Elemente Fe und O

In Riss 3 ist wieder Sauerstoff in gebundener Form vorhanden, das heißt es liegt wieder Eisenoxid vor. Kein Silizium wurde detektiert, somit kann der Siliziumeinschluss als mögliche Ursache für die Rissbildung eher ausgeschlossen werden.

Zusätzlich wurde eine mit Rissen behaftete Probe (1.11) herausgeschnitten, in flüssigem Stickstoff abgekühlt und der Riss geöffnet (siehe Abbildung 4.13). Abbildung 5.30 und Abbildung 5.31 zeigen den untersuchten Bereich. Die dunklere Fläche ist die Rissfläche, die hellere Fläche repräsentiert die Gewaltbruchfläche (Sprödbruch).

Der Bildausschnitt in den Abbildungen 5.32 und 5.33 wurde einem EDX-Flächenscan unterzogen, um die einzelnen Legierungselemente zu detektieren. Abbildung 5.34 zeigt das dazugehörige Spektrum.

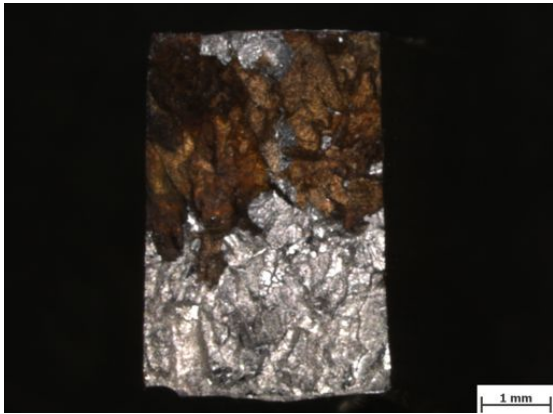


Abbildung 5.30: Probe 1.11, Makrobild der Bruchfläche, Weichenherzstück mit Rissen

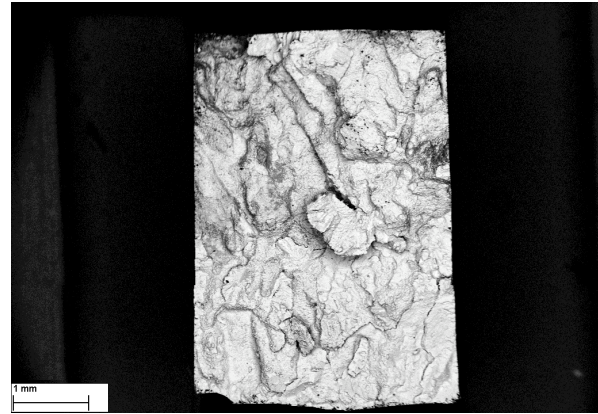


Abbildung 5.31: Probe 1.11, Bruchfläche unter dem REM, Weichenherzstück mit Rissen

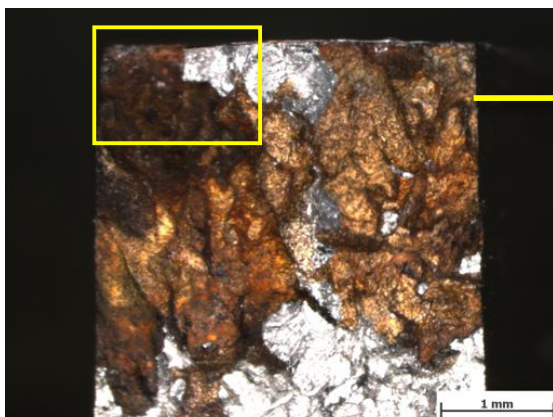


Abbildung 5.32: Probe 1.11, Makrobild der Bruchfläche; Weichenherzstück mit Rissen

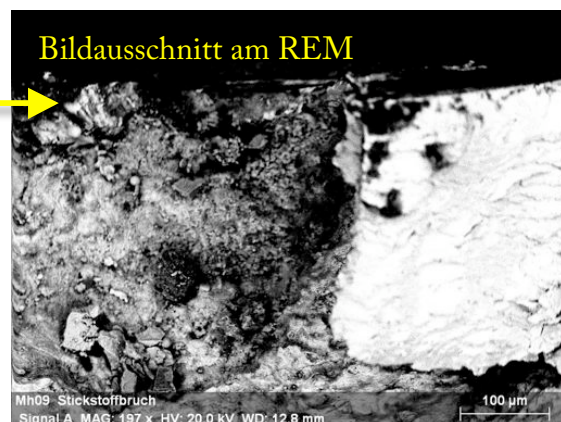


Abbildung 5.33: Probe 1.11, Bildausschnitt unter dem REM; Weichenherzstück mit Rissen

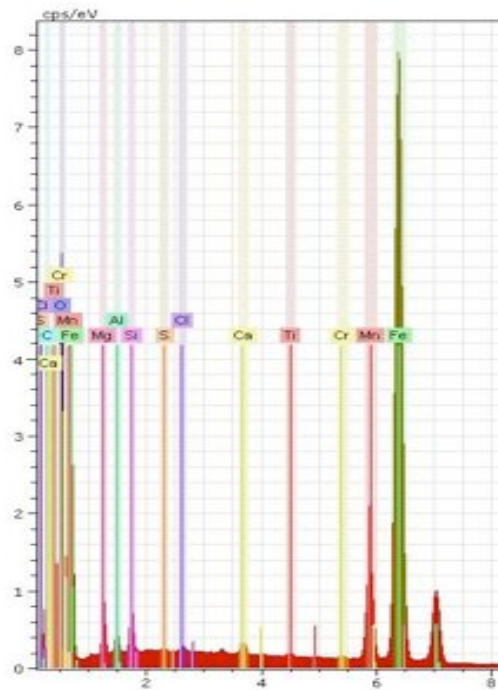


Abbildung 5.34: Probe 1.11, EDX-Spektrum; Weichenherzstück mit Rissen

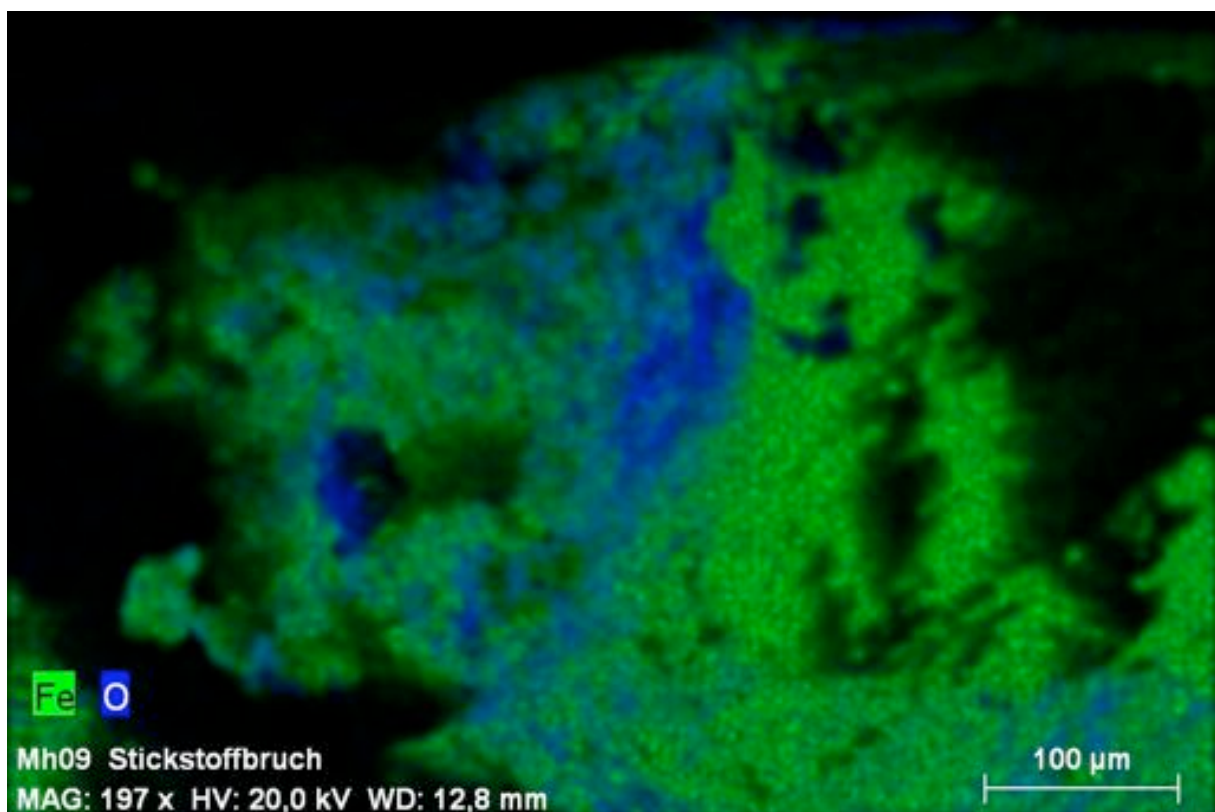


Abbildung 5.35: Probe 1.11; Darstellung der Elemente Fe und O

Die Analyse der Probe 1.11 zeigt, dass wieder Sauerstoff die wichtigste Bedeutung als Element an der Rissfläche besitzt. Abbildung 5.35 zeigt die Überblendung der Elemente Eisen und Sauerstoff.



## 5.2 Untersuchung der Wärmebehandlungsparameter

### 5.2.1 Ist-Analyse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche der Probe 3 zum einen im Gusszustand und zum anderen nach der Wärmebehandlung dargestellt.

#### 5.2.1.1 Gusszustand

##### **Kerbschlagbiegeversuche von Probe 3 im Gusszustand**

Vom Gusszustand wurden bei Raumtemperatur zwei Kerbschlagbiegeproben (3.1 und 3.2) geschlagen. Die Kerbschlagarbeiten sind in Tabelle 5.3 dargestellt. Die Ergebnisse zeigen, dass der Werkstoff im Gusszustand sehr spröde bricht.

Tabelle 5.3: Kerbschlagergebnisse der Gussproben 3.1 und 3.2

Probennummer	Kerbschlagarbeit [J]	laterale Breitung [mm]
3.1	2	0
3.2	2	0

##### **Lichtmikroskopische Untersuchung der Kerbschlagbiegeproben im Gusszustand**

Nach dem Kerbschlagbiegeversuch wurde ein Schliff für die lichtmikroskopische Untersuchung angefertigt. Abbildung 5.36 zeigt ein Gussgefüge mit nadeligen Gefügebereichen. Um diese Gefügebereiche zu identifizieren, wurden zusätzlich Mikrohärtemessungen (HV0,030) durchgeführt (Tabelle 5.4).

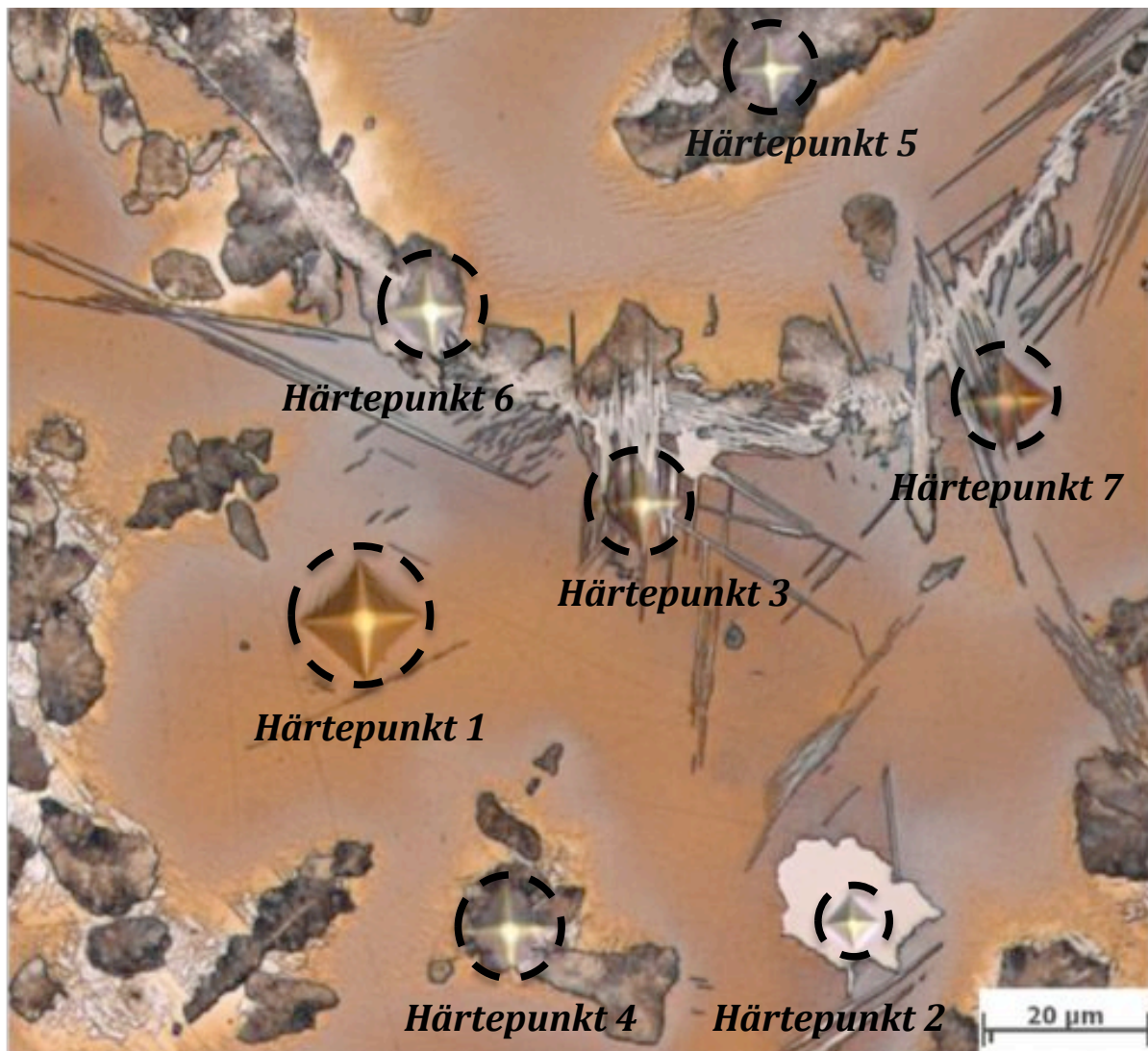


Abbildung 5.36: Schliffbild mit Mikrohärtepunkten der Kerbschlagbiegeprobe 3.1 im Gusszustand

Tabelle 5.4: Härtewerte der Gefügebereiche in Probe 3.1

Härtemesspunkt	Härte (HV0,030)	Gefüge
1	233	Austenit
2	1212	Zementit
3	464	Zementitnadeln
4	405	Sorbit, Troostit
5	796	Sorbit, Troostit
6	517	Sorbit Troostit
7	408	Zementitnadeln

Die Versuche zeigen, dass neben Austenit und Zementit ((Fe, Mn)<sub>3</sub> C) auch feinstreifiger Perlit vorhanden ist. Der Zementit bildet sich nadelförmig (Härtepunkt 7) oder globular (Härtepunkt 2) aus. Durch die langsame Abkühlung ist es teilweise zu einer Umwandlung von kubisch flächenzentriertem Gitter (kfz) zu kubisch raumzentriertem Gitter (krz) gekommen.

### 5.2.1.2 Nach der Wärmebehandlung

#### **Kerbschlagbiegeversuche von Probe 3 im wärmebehandelten Zustand**

Tabelle 5.5 zeigt die Kerbschlagarbeiten der Proben 3.3-3.12, welche nach dem Abguss wärmebehandelt wurden.

**Tabelle 5.5: Ergebnisse der Kerbschlagarbeiten von den Proben 3.3-3.12 nach der Wärmebehandlung**

Probennummer	Kerbschlagarbeit [J]	laterale Breitung [mm]
3.3	146	2,1
3.4	108	1,68
3.5	135	1,94
3.6	150	2,02
3.7	127	1,88
3.8	98	1,92
3.9	121	1,88
3.10	120	1,96
3.11	95	1,62
3.12	116	1,46

Im Vergleich zum Gusszustand ist ein extremer Anstieg der Kerbschlagarbeiten zu beobachten. Die Werte der Proben reichen von 95 bis 150J, das heißt der Werkstoff zeigt im wärmebehandelten Zustand ein sehr zähes Verhalten. Die große Streuung dieser Kerbschlagwerte ist für den Kerbschlagbiegeversuch nicht ungewöhnlich, da vor allem bei gegossenen Bauteilen die Porenhäufigkeit im Querschnitt stark variiert. Auch Seigerungen im Gussgefüge können Schwankungen in der Kerbschlagarbeit bewirken.

## Lichtmikroskopische Untersuchung der Kerbschlagbiegeproben nach der Wärmebehandlung

Von den geschlagenen Kerbschlagbiegeproben wurden Schliffe angefertigt und lichtmikroskopisch untersucht. Abbildung 5.37 zeigt das Schliffbild der Probe 3.6 nach der Wärmebehandlung. Es ist eine reine austenitische Struktur mit vereinzelt Poren (schwarze Punkte) zu erkennen. Die bläuliche Struktur stellt Seigerungen vom Gussprozess dar.

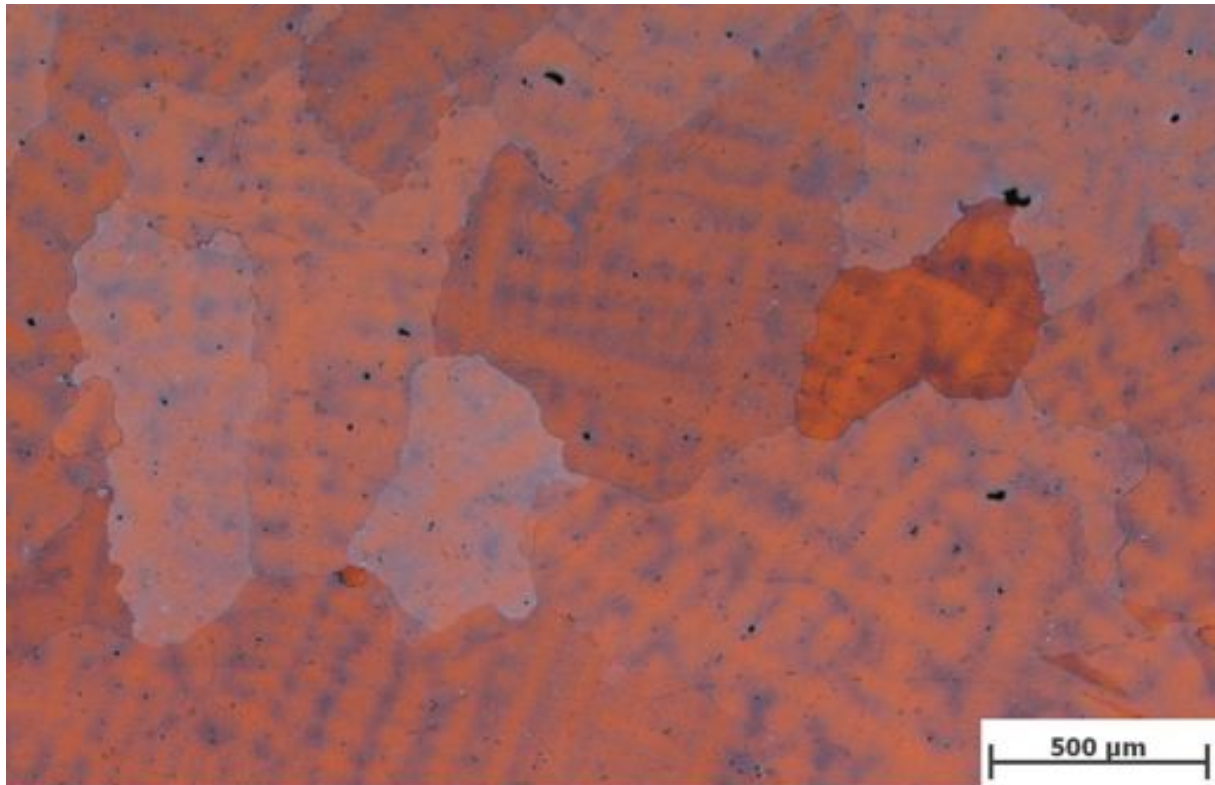


Abbildung 5.37: Schliffbild der Kerbschlagprobe 3.6 nach der Wärmebehandlung

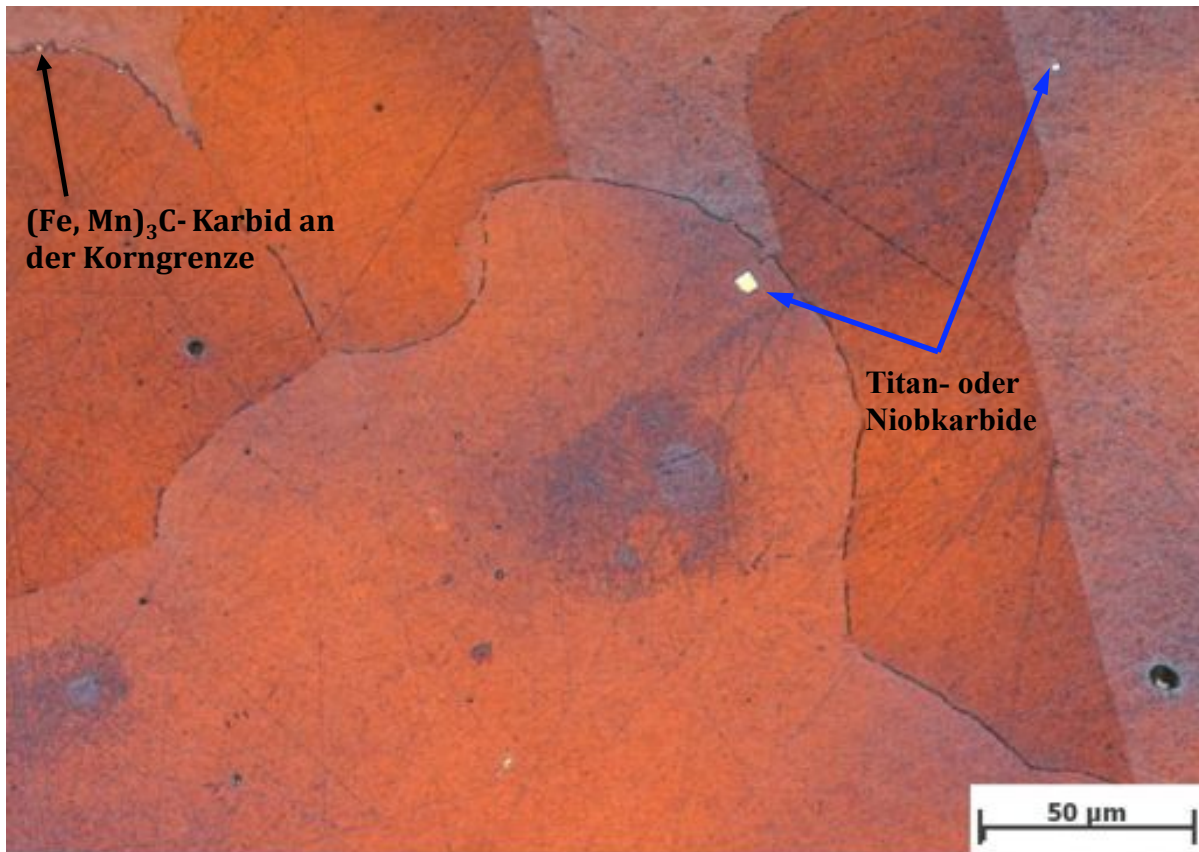


Abbildung 5.38: Schliffbild der Kerbschlagprobe 3.6 nach der Wärmebehandlung, stärker vergrößert

Abbildung 5.38 zeigt bei Probe 3.6 mit höchster Vergrößerung eine fast rein austenitische Struktur. In der linken oberen Ecke erkennt man einen leichten Karbidkorngrenzenbelag. Die größeren weißen Bereiche deuten auf Niobkarbide oder Titankarbide hin, die mit dem REM und EDX mehrmals gefunden wurden. Diese kommen aber nur sehr vereinzelt im Korninneren vor und werden daher nicht für Zähigkeitsverluste verantwortlich gemacht.



## 5.2.2 Ergebnisse der Abkühlsimulation

Die Abkühlung des Weichenherzes wurde mit dem FE-Simulationspaket Marc Mentat simuliert. Um das Abkühlverhalten des Weichenherzes zu beschreiben, wurden 4 charakteristische Elemente ausgewählt (siehe Abbildung 4.17). Die Ergebnisse dieser Berechnung sind in Abbildung 5.39 dargestellt. Daraus geht hervor, dass die Abkühlung im Bereich von Element 4 am schnellsten und im Bereich von Element 1 am langsamsten von statten geht. Das heißt, der Bereich um Element 4 ist als kritischer Bereich zu sehen, was die Abkühldauer betrifft.

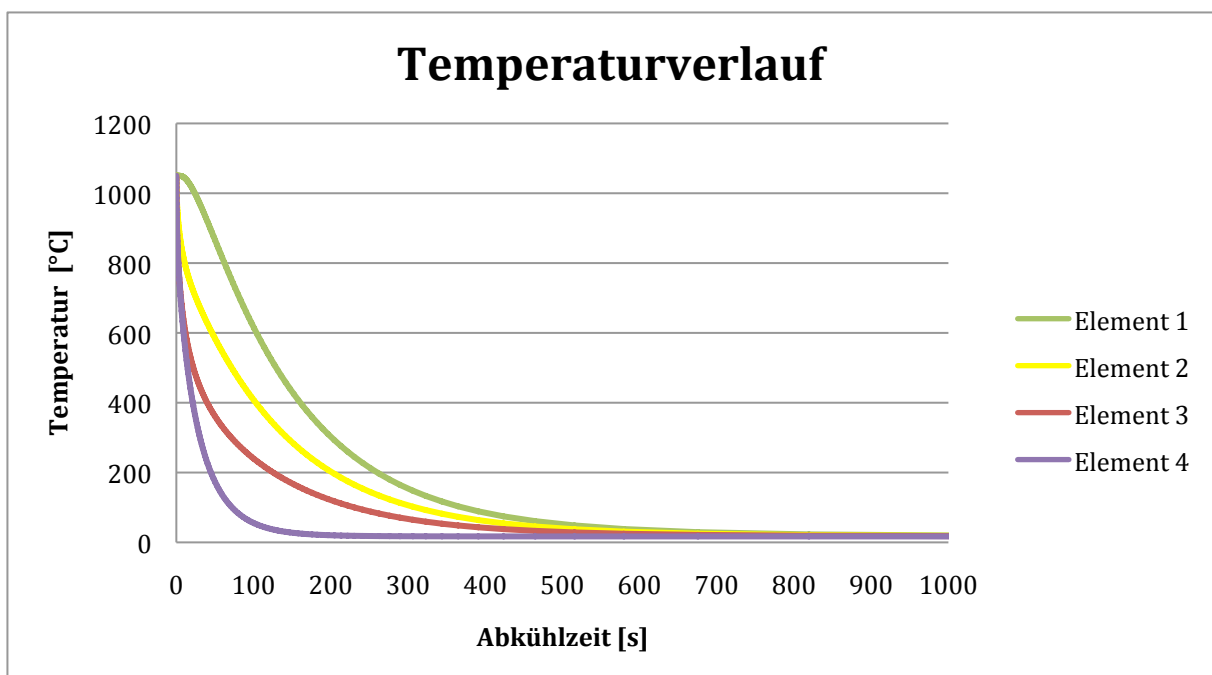


Abbildung 5.39: Berechneter Temperaturverlauf an 4 charakteristischen Elementen des Weichenherzes.

Diese Abkühlkurven wurden als Eingabeparameter für die Versuche am Dilatometer und an der Gleeble 1500 verwendet.

### 5.2.3 Gefügeanalyse durch Dilatometerversuche

Abbildung 5.40 und Abbildung 5.41 zeigen die Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchungen nach den Wärmebehandlungen auf dem Abschreckdilatometer (Abbildung 4.20) bei 2 verschiedenen Vergrößerungen. Auch ersichtlich sind die Korninseln, die bei 60 Sekunden aber auch teilweise bei 288 Sekunden Haltedauer im Austenitkorn vorhanden sind. Bei 600 Sekunden erhält man eine fast rein austenitische Struktur mit nur vereinzelt Karbidausscheidungen im Korn.

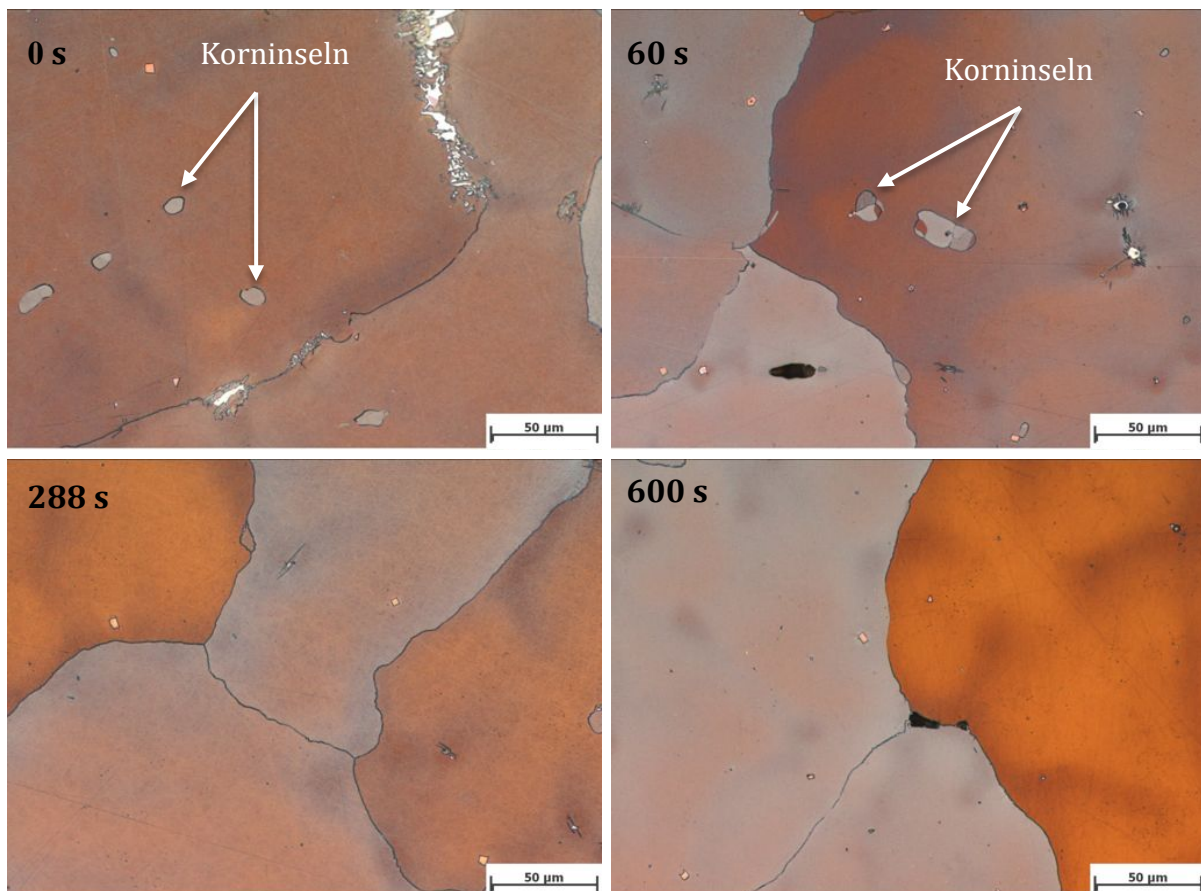


Abbildung 5.40: Schliffbilder der Dilatometerproben 3.13-3.16 (Element 1)

Beim direkten Abschrecken nach dem Aufheizen (Haltedauer 0s) sind deutlich die ungelösten Karbide an den Korngrenzen zu erkennen. Wird die Haltedauer auf 60s bzw. 288s erhöht, so ist der Anteil an Korngrenzenausscheidungen stark reduziert. Zusätzlich zu den Korngrenzenausscheidungen sind Korninseln im Austenit zu erkennen, speziell bei Haltedauern von 60s und 288s. Nach einer Haltedauer von 600s hat sich das Gefüge weitgehend homogenisiert und es ist eine fast rein austenitische Struktur zu erkennen, mit vereinzelt Karbidausscheidungen im Korninneren.



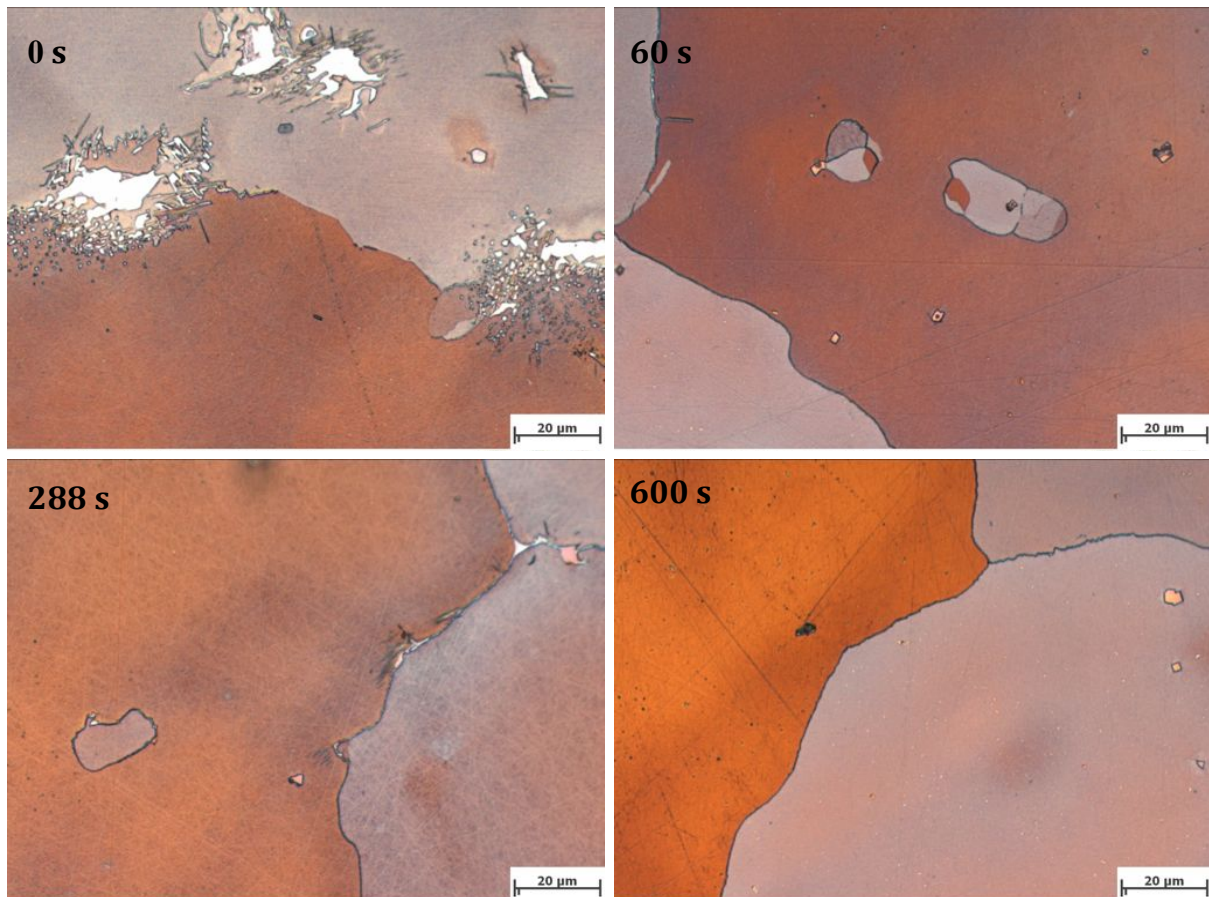


Abbildung 5.41: Schliffbilder der Dilatometerproben 3.13-3.16 (Element 1) bei stärkerer Vergrößerung

Abbildung 5.42 zeigt die Proben 3.13-3.16 bei kleinerer Vergrößerung, um die Austenitkorngröße zu vergleichen. Es wurde dabei keine Vergrößerung aufgrund einer längeren Haltedauer beobachtet. Die Unterschiede in der Korngröße sind eher auf den Gussprozess, also auf die Lage der herausgearbeiteten Proben zurückzuführen.

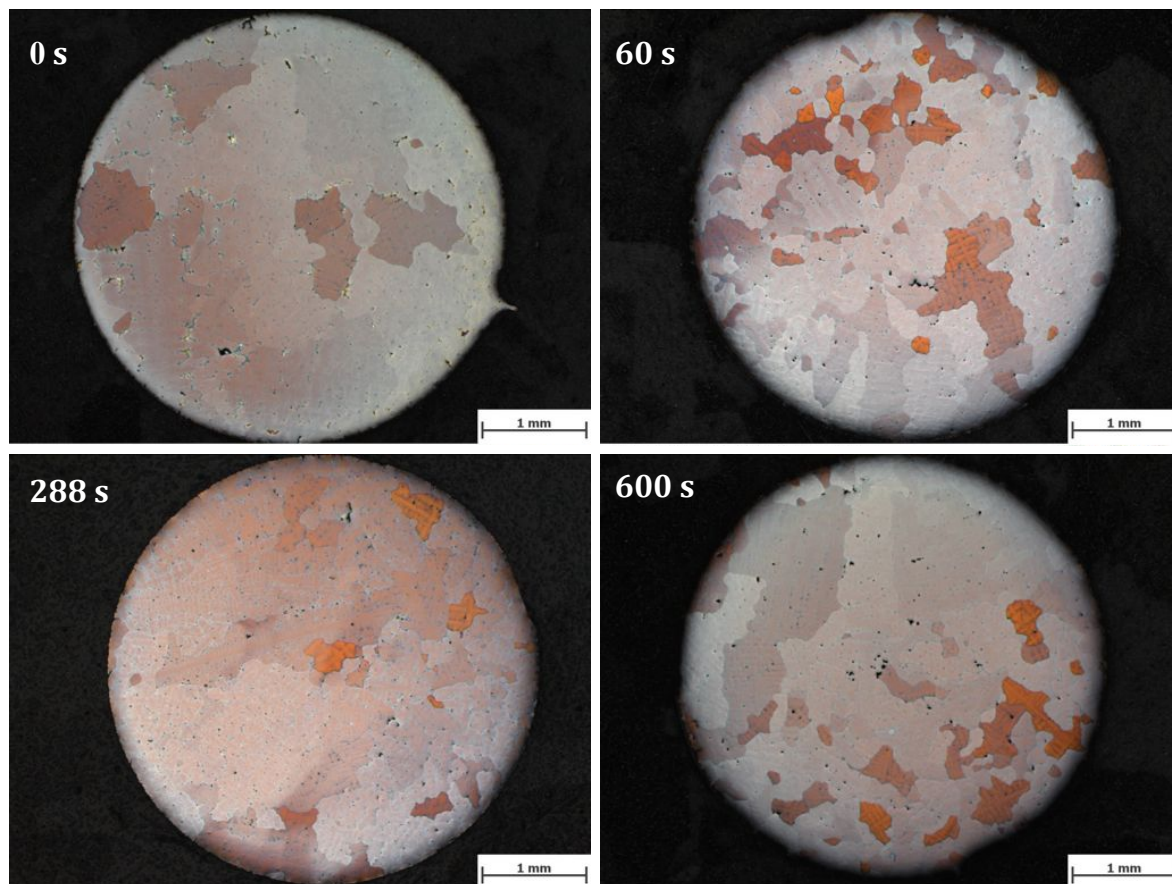


Abbildung 5.42: Übersicht der Schlibilder der Dilatometerproben 3.13-3.16 (Element 1)

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen haben gezeigt, dass sich zum Teil Unterschiede im Gefüge aufgrund der unterschiedlichen Haltedauer ergeben haben. Das folgende Kapitel wird nun zeigen, ob dadurch die Zähigkeit beeinflusst wird.

#### 5.2.4 Zähigkeitsanalyse durch Kerbschlagbiegeversuche

Für die Untersuchung der Zähigkeit wurden die Proben 3.17-3.29 mit den selben Zeit-Temperaturverläufen (Abbildung 4.20) wie die Dilatometerproben 3.13-3.16 hergestellt. Nach der Wärmebehandlung auf der Gleeble 1500 wurde genau in der Mitte der wärmebehandelten Zone die Kerbe für die Kerbschlagbiegeversuche eingebracht. Außerdem wurden die Proben auf die genormte Länge zugeschnitten.

Tabelle 5.6 zeigt die ermittelten Kerbschlagarbeiten sowie die laterale Breitung in Abhängigkeit der Haltedauer.

Tabelle 5.6: Ergebnisse der Kerbschlagbiegeproben bei verschiedenen Haltedauern

<b>Haltedauer 0 Sekunden</b>		
<b>Probennummer</b>	<b>Kerbschlagarbeit [J]</b>	<b>laterale Breitung [mm]</b>
3.17	110	1,72
3.18	67	1,1
3.19	110	1,7
<b>Haltedauer 60 Sekunden</b>		
<b>Probennummer</b>	<b>Kerbschlagarbeit [J]</b>	<b>laterale Breitung [mm]</b>
3.20	86	1,5
3.21	88	1,42
3.22	84	1,38
3.23	124	1,8
<b>Haltedauer 288 Sekunden</b>		
<b>Probennummer</b>	<b>Kerbschlagarbeit [J]</b>	<b>laterale Breitung [mm]</b>
3.24	84	1,46
3.25	82	1,4
3.26	96	1,6
<b>Haltedauer 600 Sekunden</b>		
<b>Probennummer</b>	<b>Kerbschlagarbeit [J]</b>	<b>laterale Breitung [mm]</b>
3.27	92	1,64
3.28	97	1,58
3.29	96	1,62

Laut den Ergebnissen der mikroskopischen Untersuchung müssten eigentlich die Proben mit der geringsten Haltedauer auch die geringsten Kerbschlagarbeiten aufweisen, da dort die meisten Karbide vorhanden sind. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche zeigen aber, dass bei den Versuchen die Haltedauer keinen Einfluss auf die Zähigkeitseigenschaften der Proben hat.

## 5.3 Hochauflösende Rasterelektronenmikroskopie

Aufgrund der Literaturrecherche bzgl. dem Aluminiumnitrid wurden Untersuchungen am hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop (HRSEM) am FELMI durchgeführt. Speziell der Vergleich der chemischen Analysen der Proben 1-3 mit der Löslichkeitshyperbel für Aluminiumnitrid (siehe Abbildung 4.24) gab den Anstoß für eine detaillierte hochauflösende Untersuchung der Proben 1.12, 1.13, 1.6, 2.14 und 3.6.

### **Probe 1.12-Weichenherzstück mit Rissen**

Abbildung 5.43 zeigt die Aufnahme einer Korngrenze, die mit Ausscheidungen belegt ist. Zusätzlich zeigt Abbildung 5.44 das EDX-Spektrum der Elemente an dieser Korngrenze. Da die Bruchfläche diese Probe eine ältere Rissfläche im Weichenherzstück ist, ist diese mit Eisenoxid überzogen., was sich in den hohen Peaks des Eisen- und Sauerstoffsignals ausdrückt. Neben den Eisen (Fe), Mangan (Mn), Kohlenstoff (C) und Sauerstoff (O) Peaks ist der Aluminium (Al) Peak charakteristisch ausgeprägt, was für Ausscheidungen spricht. Allerdings ist aufgrund der Eisenoxidschicht das Signal von Stickstoff (N) nur sehr gering.





Durch die starke Oxidschicht auf der Bruchoberfläche von Probe 1.12 wurde ein weiterer Riss geöffnet (Probe 1.13), um eine Stelle zu finden, die nicht so stark mit Eisenoxid belegt ist.

### Probe 1.13-Weichenherzstück mit Rissen

Abbildung 5.45 zeigt eine große Anzahl von Aluminiumnitriden (weiße Punkte), die auch mit EDX (Abbildung 5.46) eindeutig detektiert wurden.

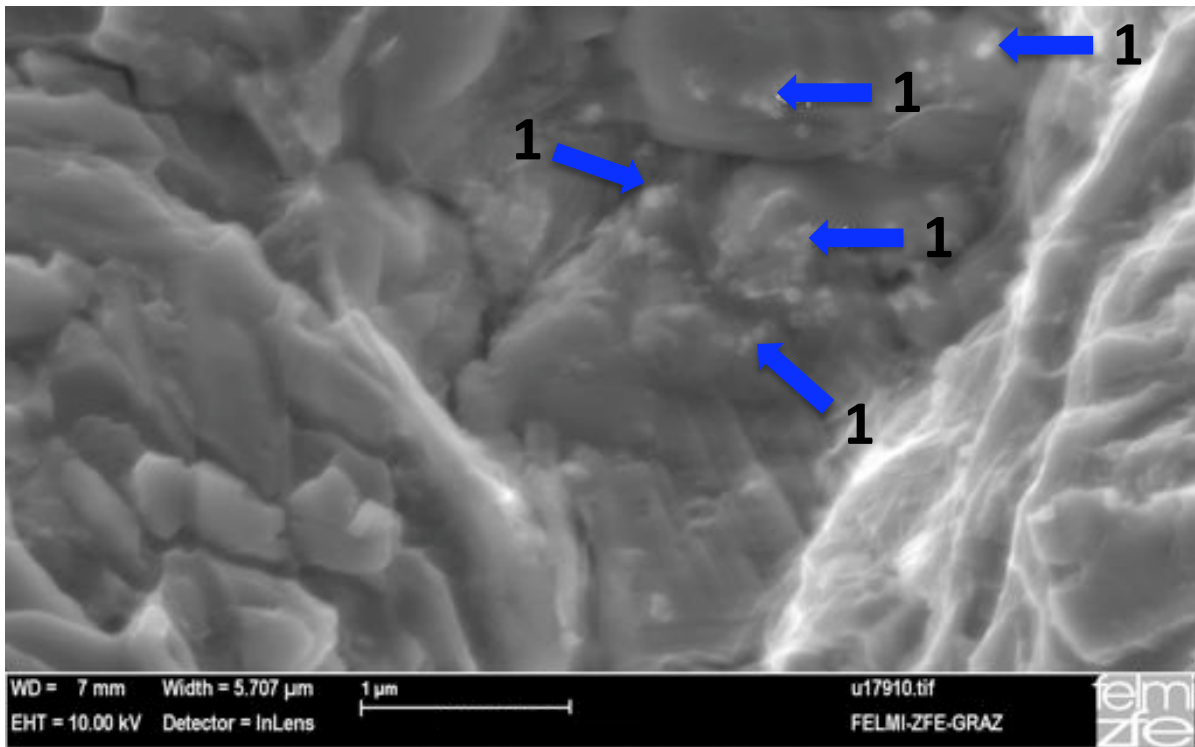


Abbildung 5.45: Aluminiumnitride auf der Bruchfläche

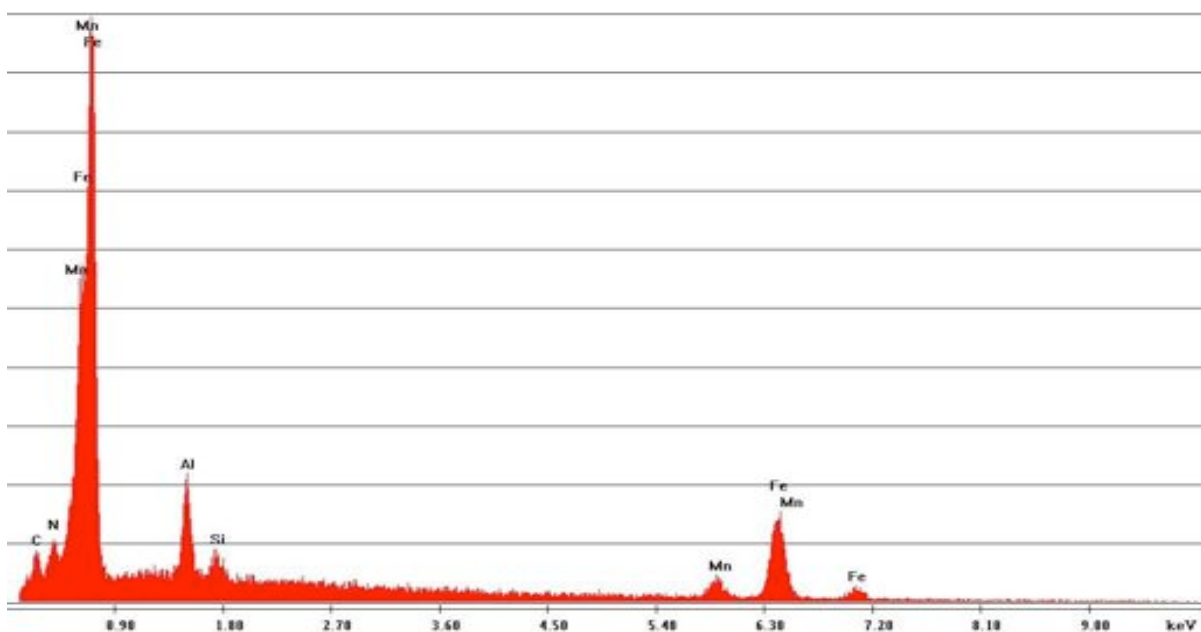


Abbildung 5.46: EDX-Spektren von den Punkten 1 in Abbildung 5.45

Ergänzend zu den Proben 1.12 und 1.13 wurde die Kerbschlagbiegeprobe 1.6 durch einen Stickstoffbruch geöffnet und untersucht.

### Probe 1.6-Weichenherzstück mit Rissen

Abbildung 5.47 und Abbildung 5.48 zeigen 2 Gesichtsfelder der Proben 1.6.

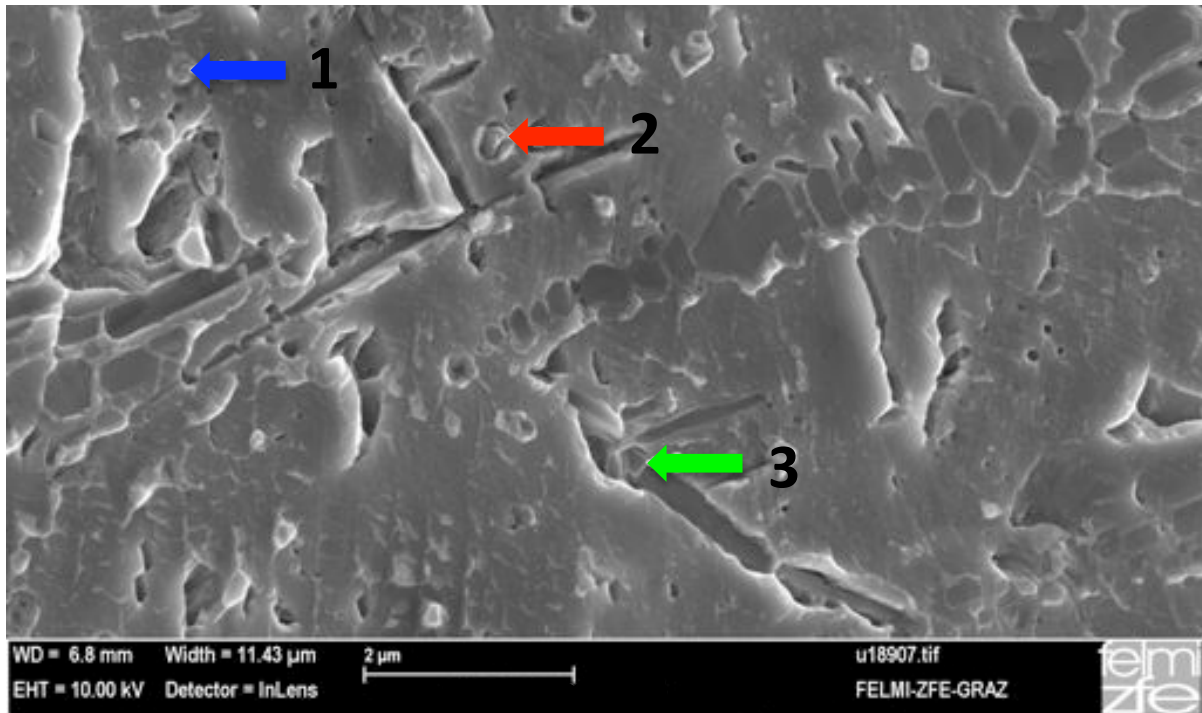


Abbildung 5.47: Ausschnitt der Bruchfläche von Probe 1.6, Weichenherzstück mit Rissen

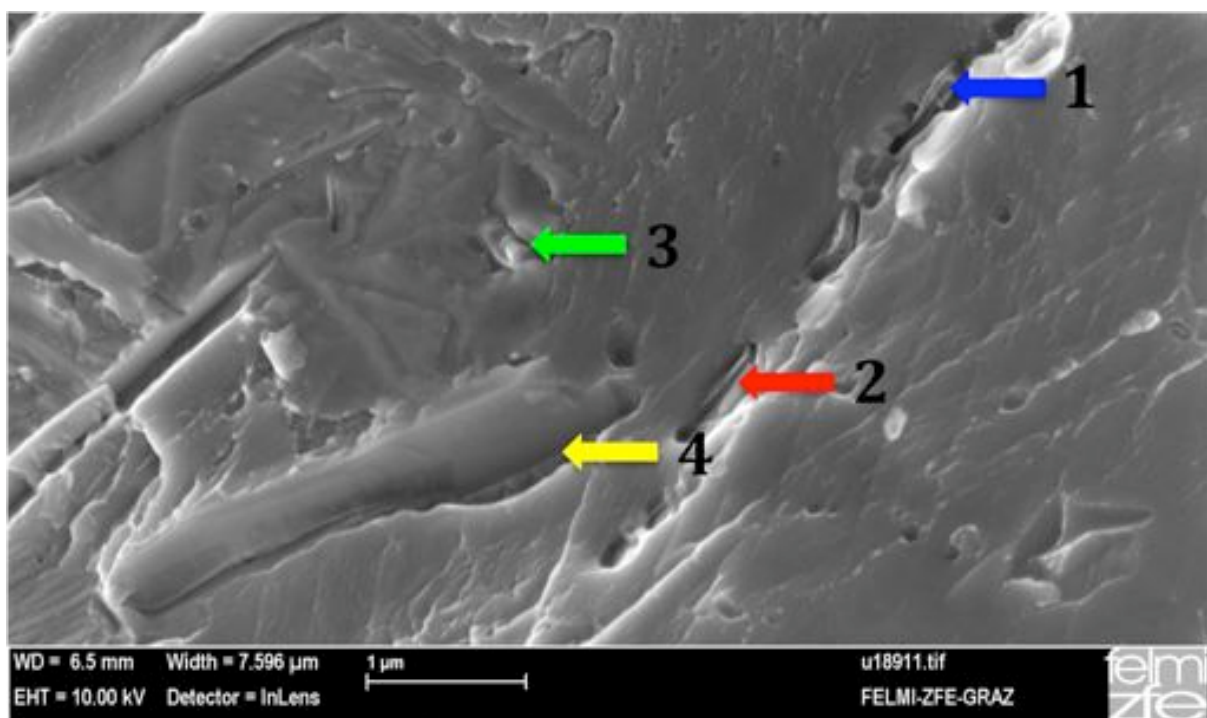


Abbildung 5.48: Ausschnitt der Bruchfläche von der Probe 1.6; Weichenherzstück mit Rissen



Die Gefügebilder zeigen unzählige Ausscheidungen, teilweise zufällig verteilt (Abbildung 5.47) und teilweise bevorzugt an Korngrenzen angeordnet (Abbildung 5.48). Exemplarisch zeigt Abbildung 5.49 die EDX-Analyse in Punkt 2 aus Abbildung 5.47, welche auch den gemessenen Spektren der anderen Punkte in den Abbildungen 5.47 und 5.48 entspricht.

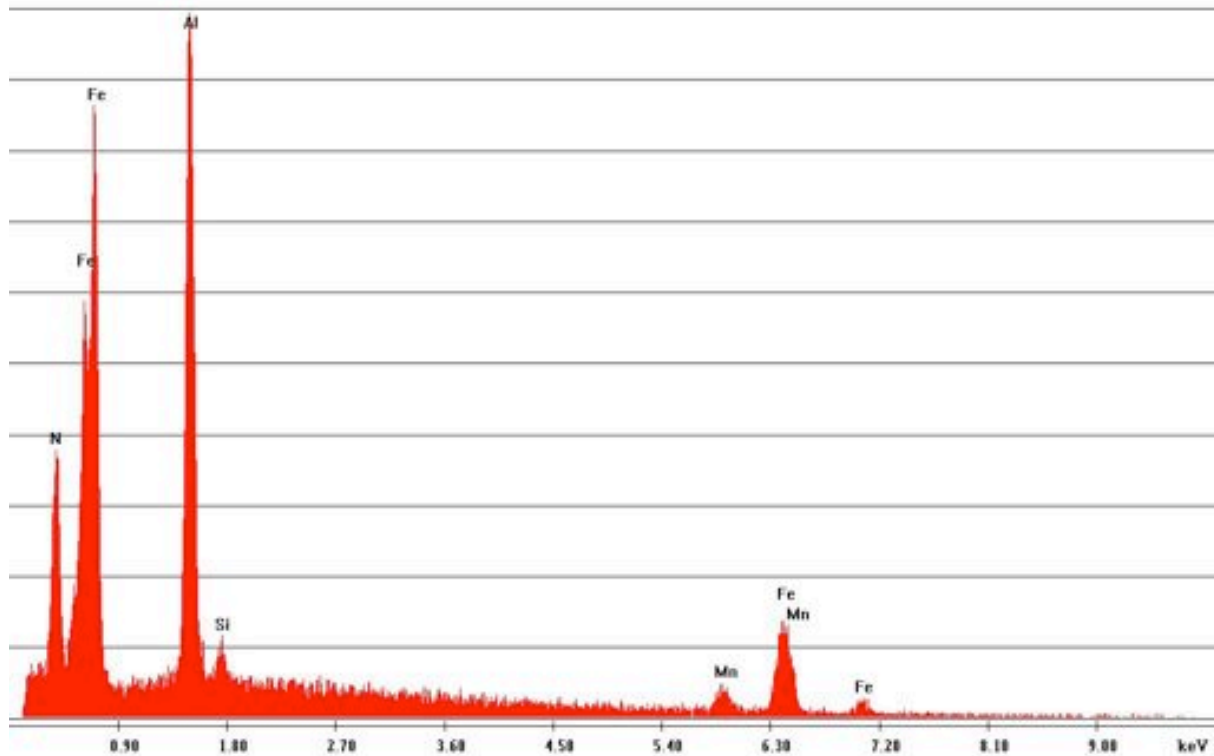


Abbildung 5.49: EDX-Spektrum gemessen in Punkt 2 aus Abbildung 5.47

Die Ergebnisse der Analyse der Proben 1.12, 1.13 und 1.6 zeigen, dass eine große Anzahl an Aluminiumnitriden im Weichenherzstück vorhanden ist.

### **Probe 2.14-Schweißprobe ohne Risse**

Abbildung 5.50 zeigt einen Ausschnitt von Probe 2.14 aus der Schweißprobe. Die Bruchfläche dieser Probe ist viel glatter und gleichmäßiger als die Bruchoberfläche der Proben 1.12, 1.13 und 1.6 aus dem Weichenherzstück.

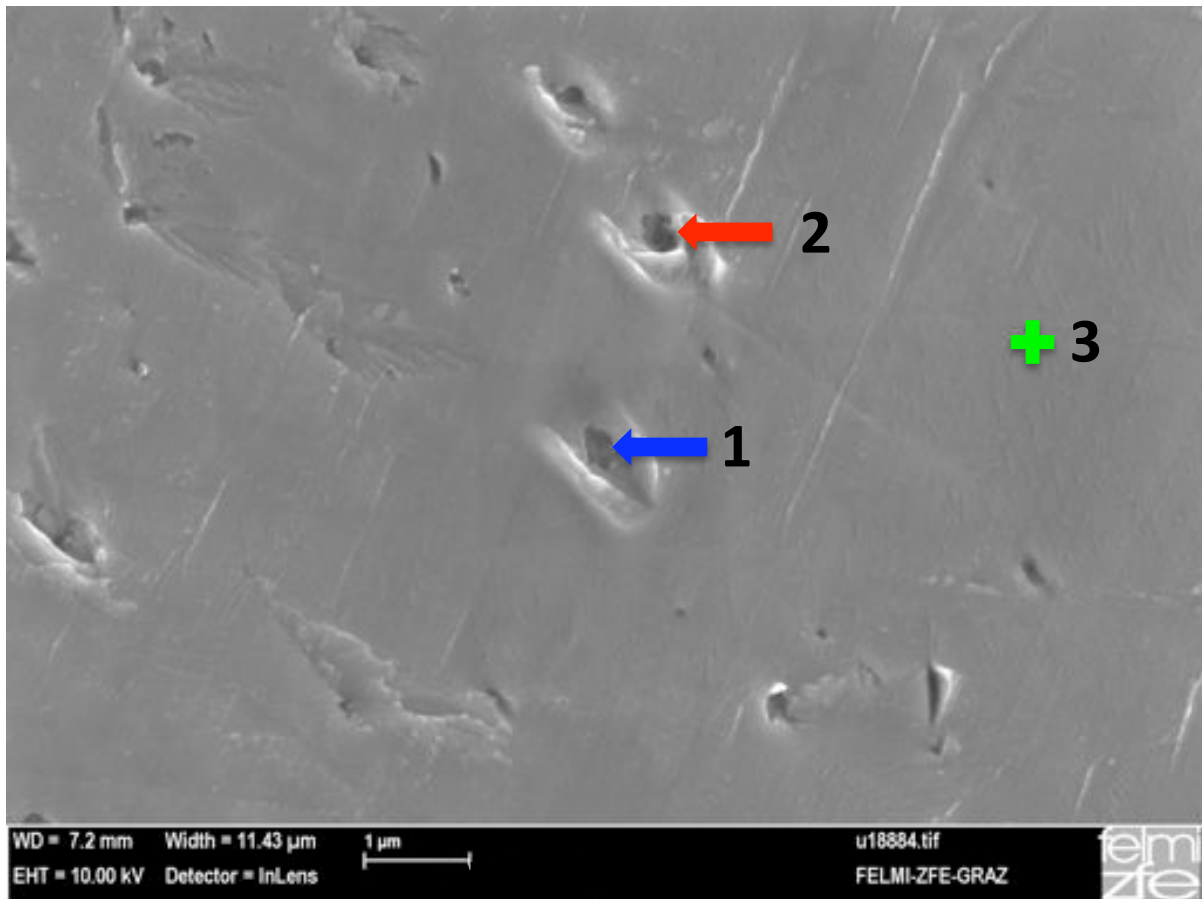


Abbildung 5.50: Ausschnitt der Bruchfläche von der Probe 2.14, Schweißprobe ohne Risse

An 3 Punkten wurden EDX-Spektren aufgenommen, wobei die Spektren in den Punkten 1 und 2 sehr ähnlich sind. Exemplarisch zeigt Abbildung 5.51 das EDX-Spektrum in Punkt 1. Verglichen mit dem gemessenen Spektrum in der Matrix (Abbildung 5.52), welches in Punkt 3 aufgenommen wurde, ist ein schwaches Signal an Aluminium und Stickstoff zu erkennen.

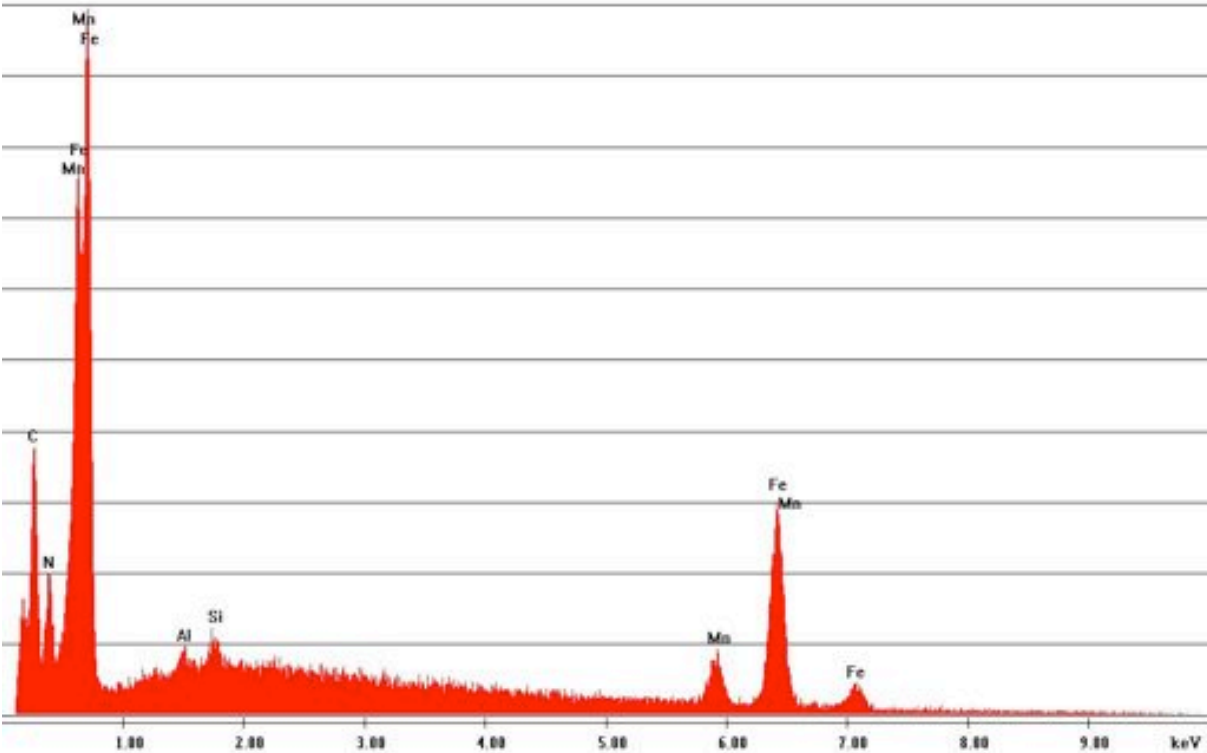


Abbildung 5.51: EDX-Spektrum gemessen in Punkt 1 aus Abbildung 5.50

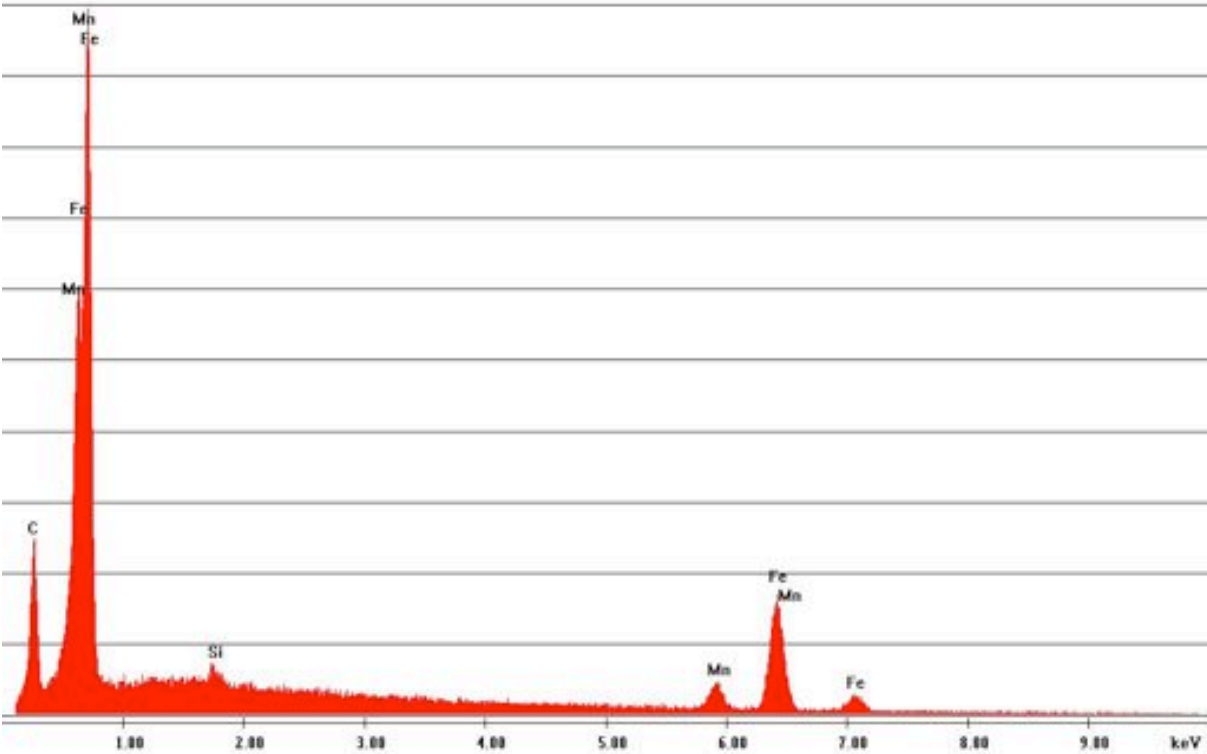


Abbildung 5.52: EDX-Spektrum gemessen in Punkt 3 aus Abbildung 5.50

### Probe 3.6-Wärmebehandlungsprobe

Abbildung 5.53 zeigt die Bruchfläche der Wärmebehandlungsprobe 3.6. Die Fläche ist ähnlich glatt wie jene der Kerbschlagprobe 2.14 (Abbildung 5.50).

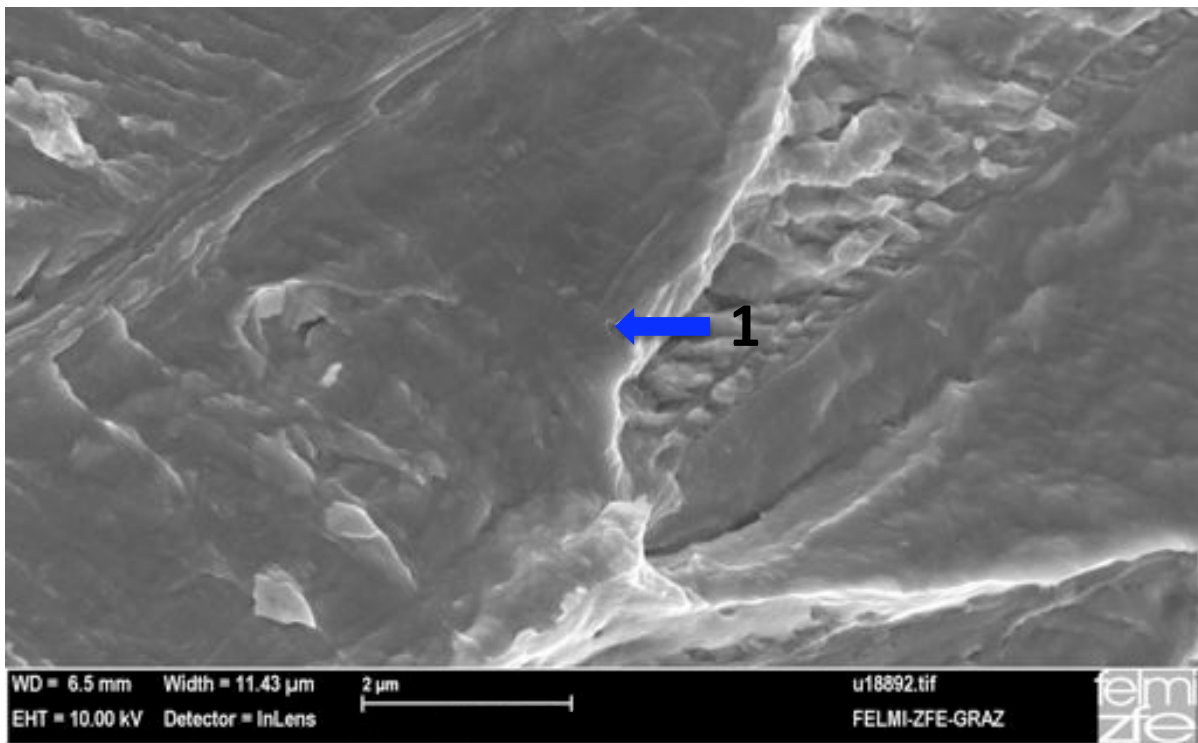


Abbildung 5.53: Ausschnitt der Bruchfläche der Probe 3.6, Wärmebehandlungsprobe

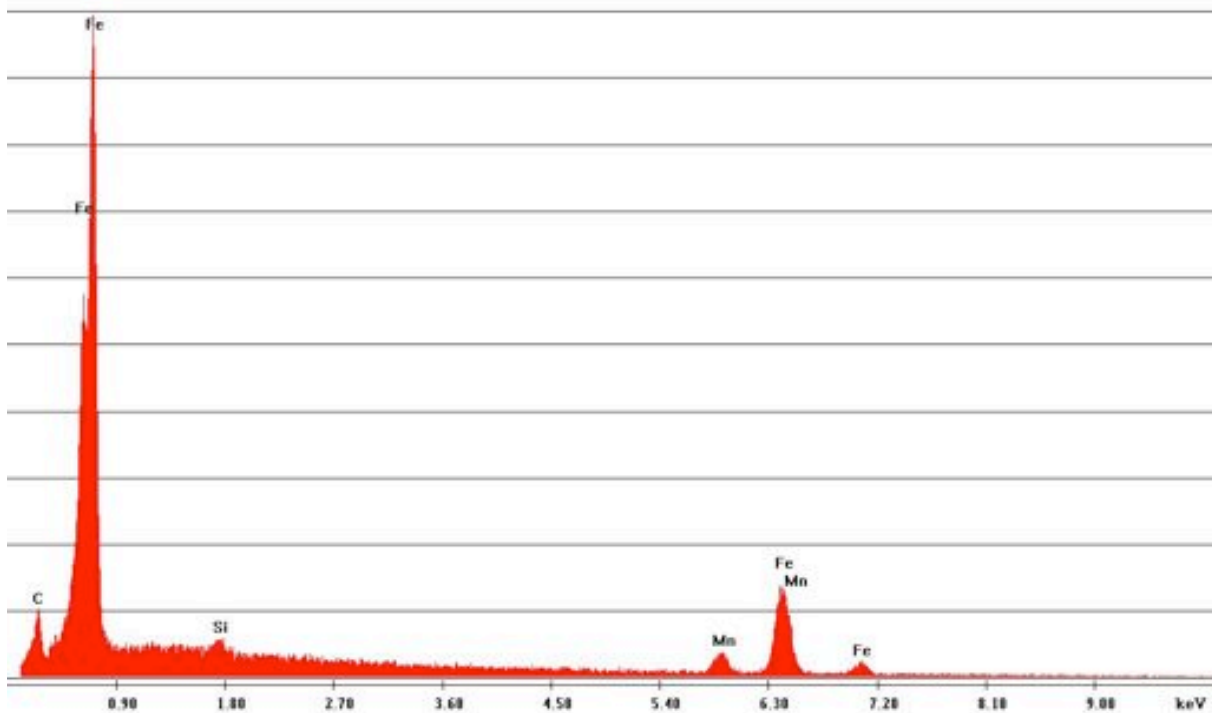


Abbildung 5.54: Spektrum in Punkt 1 aus Abbildung 5.53

Abbildung 5.54 zeigt das EDX-Spektrum gemessen in Punkt 1 der Abbildung 5.53. Kein Stickstoff- und Aluminiumsignal konnte detektiert werden. Nicht nur im Punkt 1 sondern auf der gesamten Bruchoberfläche wurden keine Aluminiumnitride gefunden.

### **Zusammenfassung der Gefügeanalyse am hochauflösenden**

#### **Rasterelektronenmikroskop**

Die Analyse der Proben 1.12, 1.13 und 1.6 aus dem Weichenherzstück mit Rissen zeigen eindeutig Aluminiumnitridausscheidungen im Gefüge. Dabei werden die Teilchen konzentriert an Korngrenzen, sowie auch zufällig verteilt im Korninneren gefunden. Die Teilchendichte der Aluminiumnitridausscheidungen in Probe 2.14 ist um vieles geringer. So wurden nur vereinzelt im Korninneren Ausscheidungen gefunden. Außerdem zeigt das EDX-Spektrum der Probe 2.14 (siehe Abbildung 5.51) nur sehr schwache Signale. Abschließend wurde die Wärmebehandlungsprobe 3.6 untersucht. In dieser Probe konnten auf der gesamten Bruchfläche keine Aluminiumnitride gefunden werden.

# Kapitel 6

## Zusammenfassung und Schlussfolgerung

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit der Untersuchung der Rissbildung während der Sprengverfestigung von aus Manganhartstählen gefertigten Weichenherzen. Dazu wurden Proben aus 3 unterschiedlichen Chargen mittels verschiedener experimenteller Methoden analysiert. Neben detaillierten Gefügeanalysen mittels Lichtmikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie wurden mechanisch-technologische Methoden, wie die Zähigkeitsanalyse mittels Kerbschlagbiegeversuche, Härtemessungen und Eigenspannungsmessungen angewendet. Außerdem wurde der Einfluss der Wärmebehandlung nach dem Abguss ausführlich studiert. Sowohl die mikroskopische als auch die chemische Analyse zeigen große Unterschiede in den Gussqualitäten speziell was die Gehalte an Aluminium und Stickstoff, als auch die Porendichte betreffen. Die ÖNORM FprEN 15689:2009 [30] beschränkt den Gehalt an Aluminium im Werkstoff X120Mn12 auf einen maximalen Gehalt von 0,045%. Der Aluminiumgehalt in dem mit Rissen behafteten Weichenherz liegt mit 0,068% deutlich über dieser Grenze, siehe Tabelle 4.2.

Verglichen mit den Proben der anderen Chargen, zeigen die Untersuchungen sehr hohe Teilchendichten an harten spröden Aluminiumnitriden in dem mit Rissen behafteten Weichenherz. Abbildung 6.1 zeigt die Bruchdehnung des Manganhartstahls GX120Mn12 in Abhängigkeit des theoretisch maximalen ausscheidbaren Gehaltes an Aluminiumnitrid nach E. Schürmann und M. Hoffmann [9], verglichen mit dem maximal ausscheidbaren Aluminiumnitrid in den, in dieser Arbeit, untersuchten Proben. Der Vergleich zeigt eindeutig, dass aufgrund der hohen Aluminium- und Stickstoffgehalte (Weichenherzstück mit Rissen) die mit Abstand schlechtesten Zähigkeitseigenschaften zu erwarten sind.



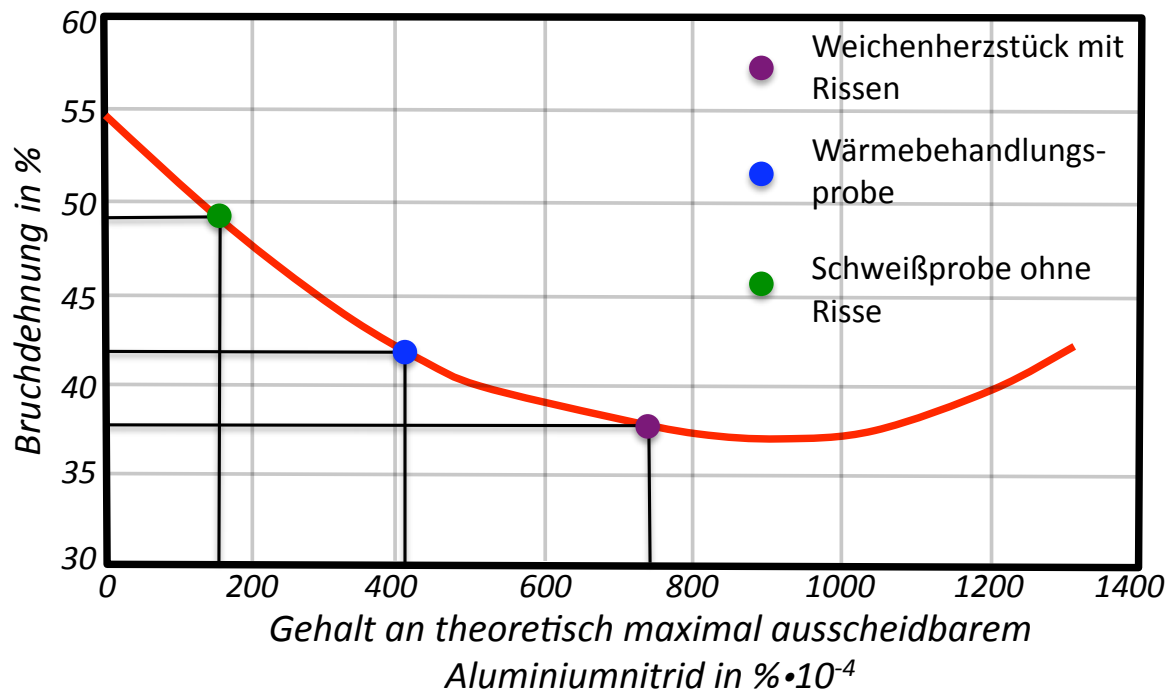


Abbildung 6.1: Veränderung der Bruchdehnung (Proben 1-3) in Abhängigkeit von der maximal ausscheidbaren Aluminiumnitridmenge an Manganhartstählen [9]

Dies wird durch die durchgeführten Kerbschlagbiegeanalysen bestätigt. Die Kerbschlagarbeiten der Proben aus dem Weichenherzstück mit Rissen (Probe 1) liegen allesamt weit unter jenen der Probe 2 (~150J). Speziell im Bereich des mit Rissen behafteten Schienkopfes, wurden Kerbschlagarbeiten von  $\leq 52\text{J}$  gemessen. Darüber hinaus liegen diese Werte auch unter dem in der Literatur angeführten Wert von 130J [20]. Die Analysen der Wärmebehandlungsparameter zeigten hingegen keinen Einfluss auf die Zähigkeitseigenschaften des GX120Mn12.

Die vorliegende Arbeit zeigt, dass um einen fehlerfreien Produktionsprozess zu gewährleisten, sowie die erwünschten mechanischen Eigenschaften sicher zu stellen, die Gehalte an Aluminium und Stickstoff sorgfältig zu kontrollieren sind. Als oberes Limit kann die Löslichkeitshyperbel nach E. Schürmann und M. Hoffmann [9]  $[\text{Al}] \cdot [\text{N}] \leq 4 \cdot 10^{-4} \%$  (in Gewichtsprozent) herangezogen werden.

# Literaturverzeichnis

- [1] Berichte der VAE GmbH, Zeltweg
- [2] D. K. Subramanyan, A. E. Swansiger, H. S Avery. *Austenitic Manganese Steels*. Materials Handbook Volume 1, ASM International, 1990
- [3] H. Briehl. *Chemie der Werkstoffe*. B.G.Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, 2008
- [4] E. Houdremont. *Handbuch der Sonderstahlkunde Erster Band*. Springer –Verlag Berlin/Göttingen/Heidelberg Verlag Stahleisen m.b.H., Düsseldorf, 1956
- [5] L. Guillet. *Les Aciers Spéciaux*. Seite 76, Paris, 1904
- [6] E. C. Bain. *Functions of the Alloying Elements in Steel*. Amer. Soc. Met. Cleveland, 1939
- [7] J. V. Russel und F.T. McGuire. *Trans Amer. Soc. Met.* Band 33, Seite 103-125, 1944
- [8] C. Wegst und M. Wegst. *Stahlschlüssel 2007*. Verlag Stahlschlüssel WGST, 2006
- [9] E. Schürmann, M. Hoffmann. *Einfluss der Schmelzbedingungen auf die Eigenschaften von Manganhartstählen*. Giesserei 61 Nr. 12 Seite 375-383, 1974
- [10] E. Piwowarsky und H.L. Roes. *Über Manganhartstahlguss*. Giesserei 41 Nr. 14 Seite 357-369, 1954
- [11] W. Weißbach. *Werkstoffkunde*. 16. Auflage, Friedr. Vieweg & Sohn Verlag GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, 2007
- [12] I. Henych. *Kornverfeinerung von Manganhartstahl*. Giesserei 60 Nr. 15 Seite 453-457, 1973
- [13] Wlaslow, Kosudora. *Metalurgizdat*. Moskau, 1963
- [14] C. Geiger. *Handbuch der Eisen- und Stahlgießerei*. Verlag Julius Springer, 1927
- [15] F. Roll. *Neue Giesserei*, techn.-wiss. Beih. Nr. 4 Seite 147-160, 1950

- [16] H. Berns, H.F. Klärner und E. Schmidtman. *Einfluss der Wärmebehandlung und Legierung auf die Kaltverfestigung von Manganhartstahl*. Bericht Nr. 1558 des Werkstoffausschusses der Vereins Deutscher Eisenhüttenleute, Heft 7, Juli 1967
- [17] K. Roesch und K. Zimmermann. *Stahlguss*. Duesseldorf, 1966
- [18] H.H. Uhlig. *Trans. Metallurg. Soc. AIME 158*. Seite 183-206, 1944
- [19] K.E. Höner und S. Baliktay. *Aluminiumnitridbildung im Stahlguss und deren Einfluß auf die Anfälligkeit für Primärkorngrenzenbruch*. Giesserei-Forschung, Heft 2 Seite 53-63 30. Jahrgang, 1978
- [20] A. A. Deribas, F. I. Matveenkov und T. M. Sobolenko. *Explosion hardening of high manganese steel*. Combustion, Explosion and shock waves, Band 2 Heft 3, Seite 53-57, 1966
- [21] H.J Bargel und G. Schulze. *Werkstoffkunde*. Springer Verlag Berlin Heiderlberg, 2005
- [22] A. H. Holtzman und G. R. Cowan. *The Strengthening of austenitic manganese Steel by plane shock waves*. Response of metals to high velocity deformation, vol. 9, Interscience publishers, New York-London, 1960
- [23] L. E. Murr. *Shock Waves for Industrial Applications*. William Andrew Publishing/Noyes, 1998
- [24] J.A. Jimenez und G. Frommeyer. *Microstructure and Texture Evolution in a High Manganes Austenitic Steel During Tensile Test*. Materials Science Forum Vols. 638-642, Seite 3272-3277, 2010
- [25] S. Keil. *Beanspruchungsermittlung mit Dehnungsmessstreifen*. Zwingenburg a. d. Bergstraße Cuneus, 1995
- [26] Wärmeleitfähigkeit. <http://de.wikipedia.org/wiki/Wärmeleitfähigkeit>
- [27] Spezifische Wärmekapazität. <http://de.wikipedia.org/wiki/Baustahl>
- [28] Wärmeübergangskoeffizient. [http://www.engineeringtoolbox.com/overall-heat-transfer-coefficients-d\\_284.html](http://www.engineeringtoolbox.com/overall-heat-transfer-coefficients-d_284.html)
- [29] *Materials fact sheets, section K 13% Mn steel*. Casting Technology International, 1993
- [30] ÖNORM FprEN 15689:2009. *Bahnwendungen-Oberbau-Weichen und Kreuzungen-Gegossener austenitischer Manganstahl für Herzstückbauteile*, Entwurf, Ausgabe Juli 2009