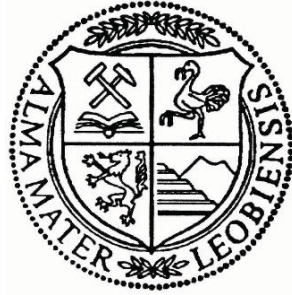


Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Product Engineering
Montanuniversität Leoben



MASTERARBEIT

UNTERSUCHUNG ZUM MECHANISCHEN VERHALTEN VON SEIGERUNGSZONEN MITTELS MEHRLAGIG REIBGESCHWEISSTER PROBEN

Deniz Kartal

Studienrichtung Metallurgie

Leoben, im Februar 2012

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, 13 Februar 2012

Neunkirchen, 13. Februar 2012

Deniz Kartal

Danksagung

Die metallurgischen Hintergründe der verschiedenen Produktionsprozesse sowie die damit im Zusammenhang stehenden Fehlerursachen und deren Behebung stellen ein anspruchsvolles Gebiet sowohl für die Forschung und Entwicklung als auch für die Qualität der Produkte dar. Da mein Interesse ebenso in diesem breiten Spektrum der Metallurgie liegt, war es für mich ein recht spannendes und lehrreiches Erlebnis die vorliegende Arbeit verfassen zu dürfen.

Ich möchte mich besonders beim Herrn Prof. Bruno Buchmayr bedanken, der mir nicht nur in fachlicher Hinsicht sondern auch persönlich mit seinen wertvollen Ratschlägen bei der Erstellung dieser Arbeit sehr nahe stand und zum Erfolg derselben entscheidend beitrug.

Den gesamten technischen Mitarbeitern des Lehrstuhls insbesondere Herrn Martin Dirscher möchte ich mich ebenso für die Unterstützung bei sämtlichen technischen Angelegenheiten bedanken.

Mein besonderer Dank gilt auch an all jene die mich stets bei der Erstellung der Arbeit unterstützt haben, meiner Studienkollegin Ece sowie meiner Familie.

Kurzfassung

Ziel der Diplomarbeit ist eine systematische Beschreibung des mechanischen Verhaltens von Seigerungszone mit Hilfe von mehrlagig reibgeschweißten Verbindungen mit unterschiedlichem Legierungsgehalt. Durch das Herstellen von dünnen Zwischenzone, wobei Werkstoffkombinationen gewählt wurden, die sich primär durch einen unterschiedlichen Kohlenstoffgehalt charakterisieren lassen, sollte die Wirkung der Unterschiede in der Legierungslage und auch der Einfluss der Breite der Seigerungszone durch verschiedene Wärmebehandlungen untersucht werden. Zu diesem Zweck wurden Härteprüfungen, Zugversuche und Kerbschlagbiegeversuche mit Variation der erwähnten Parameter durchgeführt. Des Weiteren wurden auch metallografische Schliffe vorgenommen um die Seigerungszone darstellen zu können.

Abstract

The aim of this diploma thesis is a systematic description of the mechanical behaviour of segregated zones by multiple layers of friction welded joints with different chemical composition. By producing thin intermediate zones material combinations have been selected, which primarily differ in carbon content, to study the effect of differences in the alloy content and also the influence of the width of the segregated zones by various heat treatments. For this purpose, hardness tests, tensile tests and notch impact tests are conducted by varying the parameters mentioned. In addition, metallographic specimens were also made to visualize the segregated zones.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung	3
2. Theoretische Grundlagen und Wissensstand über Seigerungen.....	4
2.1 Entstehung von Seigerungen in großen Bauteilen	4
2.1.1 Verhältnisse bei der Erstarrung.....	5
2.1.2 Seigerungsarten	8
2.2 Seigerungsverhalten der Elemente.....	10
2.3 Ausmaß und Lage der Seigerungen in großen Gussblöcken.....	12
2.4 Wirkung auf die technologischen Bauteileigenschaften	14
2.4.1 Grundlegendes zum Zähigkeitsverhalten von Stählen	15
2.4.2 Einfluss von Seigerungsbandern („Banding“) auf die mechanischen Eigenschaften in C-Mn-Stählen	17
2.4.3 Mikro- und Makroseigerungen	26
2.4.4 Einfluss von Karbiden	26
2.4.5 Zusammenhang zwischen dem Faserverlauf und den Seigerungszeilen	28
2.5 Ergebnisse der Forschung und Entwicklung auf dem Gebiet der Seigerungen.....	31
2.5.1 Auswirkungen von Seigerungen auf die mechanischen Eigenschaften von Stählen	31
2.5.2 Vorgangsweise und Werkstoffwahl sowie die Beschreibung der Gefügestruktur.....	32
2.5.3 Versuchsergebnisse	37
2.5.4 Zusatz von Stahlkugeln zur Reduzierung von Makroseigerungen.....	45
2.6 Angewandte Prüfmethode n	47
2.6.1 Baumann Abdruck	47
2.6.2 Heynsche Ätzung.....	48
2.6.3 Ätzung nach Oberhoffer.....	49
2.6.4 Mikrosonde.....	50
2.6.5 Neue Entwicklungen, Gradiometer-System.....	50
2.7 Maßnahmen zur Reduzierung der Seigerungen	51
2.7.1 Schwereseigerungen	52
2.7.2 Elektromagnetisches Rühren (EMS).....	52
2.7.3 Behebung der Seigerungen mittels MSR (Mechanische Soft-Reduction).....	53
2.7.4 Mikroseigerung	53
3. Experimentelle Untersuchungen	55
3.1 Vorgangsweise.....	55
3.1.1 TORA Reibschweißanlage.....	55
3.1.2 Wärmebehandlungen	57

3.2	Experimentelle Untersuchungen.....	58
3.3	Versuchsparameter	63
3.3.1	Abmessungen der Proben für den Zugversuch.....	63
3.4	Versuchsergebnisse	66
3.4.1	Untersuchung des Härteverlaufs über der Schweißnaht sowie die zugehörigen Gefügebildungen.....	66
3.4.2	Ergebnisse des Zugversuches für die 1. Versuchsreihe.....	82
3.4.3	Ergebnisse des Zugversuches für die 2. Versuchsreihe.....	90
3.4.4	Ergebnisse des Zugversuches für die 3. Versuchsreihe.....	96
3.4.5	Kerbschlagbiegeversuche.....	99
4.	Zusammenfassung und Ausblick	103
5.	Schlussfolgerungen.....	105
	Abkürzungsverzeichnis.....	106
	Literaturverzeichnis.....	107
	Abbildungsverzeichnis.....	111
	Tabellenverzeichnis.....	116
6.	Anhang	117

1. Einleitung

Seigerungen stellen ein häufiges und grundlegendes Problem bei der Stahlherstellung dar. Die komplexen Vorgänge bei der Erstarrung sind zum Teil heute noch nicht ganz bekannt. Sie können zum erheblichen Qualitätsverlust bis hin zum Ausfall der Erzeugnisse führen. Durch die ungleichmäßige Verteilung von Legierungselementen infolge von Seigerungen werden sowohl die mechanischen als auch die dynamischen Eigenschaften der Bauteile stark beeinflusst. Insbesondere bei großen Bauteilen stellt dieses Phänomen ein großes Problem dar. Zum einen ist es schwierig bzw. aufwändig festzustellen, von welchen Faktoren diese Fehlerart genau abhängt. Die Abkühlbedingungen und der Anteil an Legierungselementen im erstarrenden Bauteil spielen hierbei jedoch eine entscheidende Rolle. Im Rahmen dieser Arbeit werden daher die theoretischen Grundlagen behandelt die im Zusammenhang mit den Seigerungen stehen und auch näher beschrieben. Des Weiteren werden auch mechanische Prüfverfahren wie Zugversuche und Kerbschlagbiegeversuche eingesetzt um den Einfluss von Seigerungen auf die mechanischen Eigenschaften klar deuten zu können. Hierfür wurden zunächst der Einfluss der verschiedenen Wärmebehandlungen und auch die Dicke der heterogenen Zone auf die Seigerungen näher untersucht. Außerdem wurde auch die Zähigkeit an unterschiedlichen Stellen der Verbindung mittels außermittiger Kerbschlagproben ermittelt. Durch die nähere Beschreibung der Haupteinflussgrößen wie dem Kohlenstoffgehalt sowie durch Variation anderer Parameter wie die Wärmebehandlung und Dicke der Schweißnaht soll eine bessere Beurteilung bei realen Problemstellungen im Zusammenhang mit Seigerungen ermöglicht werden.

2. Theoretische Grundlagen und Wissensstand über Seigerungen

In diesem Teil der Arbeit werden die Seigerungen theoretisch beschrieben und näher definiert. Es geht dabei vor allem um die Entstehung von Seigerungen in großen Bauteilen, deren Ausmaß und Lage sowie deren Wirkung auf die technologischen Bauteileigenschaften. Des Weiteren wird auf die Elemente eingegangen, die im Zusammenhang mit den Seigerungen auftreten und deren Stärke wird diesbezüglich erläutert. Die angewandten Prüfmethode bei der Ermittlung von Seigerungen spielen ebenso eine wichtige Rolle wie die Ergebnisse der Forschung und Entwicklung auf diesem Gebiet. Maßnahmen für die Vermeidung bzw. Reduzierung dieser Heterogenitäten decken den theoretischen Teil dieser Arbeit ab.

2.1 Entstehung von Seigerungen in großen Bauteilen

Im Allgemeinen entstehen Seigerungen durch örtliche Konzentrationsunterschiede der Legierungselemente eines Bauteils während der Erstarrung. Die Entstehung der zuerst erstarrten Phase ist hierbei mit einer Inhomogenität der Konzentration gegenüber der Restschmelze verbunden. Des Weiteren haben auch die Begleit- und Legierungselemente einen entscheidenden Einfluss auf das Seigerungsverhalten. Durch diese Elemente wird die Bildung von Einschlüssen, Karbiden und Gefügeentartungen an den Korngrenzen begünstigt und somit die mechanischen und aber auch dynamischen Bauteileigenschaften erheblich beeinflusst. Die Untersuchung der Anomalien kann nicht direkt mit metallographische Methoden erfolgen sondern erfordert meistens aufwendigere Messgeräte wie z.B. eine Mikrosonde oder ein REM (Rasterelektronenmikroskop) [1].

Um die Entstehung von Seigerungen näher beschreiben zu können, ist es zunächst erforderlich, den Erstarrungsvorgang einer Legierung zu untersuchen. Dabei kommt der Wärmetransport durch den Festkörper eine außerordentliche Rolle zu. Um die Verhältnisse einfacher zu erläutern ist es zweckmäßig folgende Annahmen zu treffen [1].

- Die im Festkörper durch Diffusion transportierte Stoffmenge ist vernachlässigbar klein, nur der Stofftransport in der Schmelze ist relevant.
- Die im Zustandsdiagramm gekrümmten Linien für die feste und flüssige Phase, können durch Geraden dargestellt werden.

Für die nähere Beschreibung ist es erforderlich den Verteilungskoeffizienten zu erläutern. Sie definiert die Verteilung eines Elementes zwischen der flüssigen und festen Phase und ist in Gl. 2-1 definiert:

$$k = \frac{C_S}{C_L} df_S \cdot (C_L - C_S) \quad (2-1)$$

In Abbildung 2-1 ist der Verlauf der Konzentration der Fremdatome mit zunehmender Erstarrungslänge dargestellt. Die weiter oben festgelegten Randbedingungen entsprechen dem Konzentrationsverlauf in Abbildung 2-1 (a) [1].

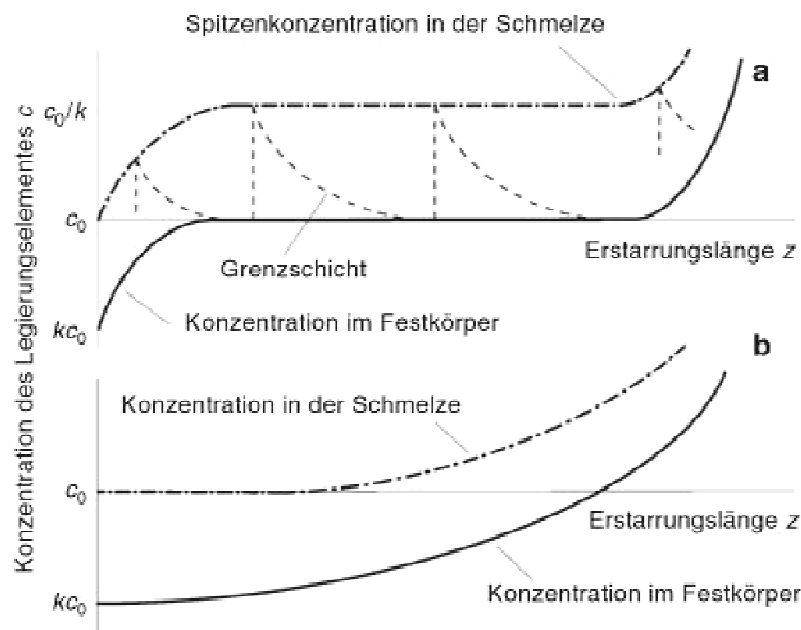


Abbildung 2-1: Konzentrationsverlauf in der Schmelze, keine Diffusion im Festkörper.(a) Diffusion aber keine Konvektion in der Schmelze, (b) Diffusion und Konvektion in der Schmelze [1].

2.1.1 Verhältnisse bei der Erstarrung

Während der Erstarrung ist festzuhalten, dass die Elemente der Legierungen deutlich merkbaren Konzentrationsunterschieden unterliegen. Abhängig von der Erstarrungslänge wird beobachtet, dass die Konzentration von c_0 welches ursprünglich vor der Erstarrung homogen in der Schmelze verteilt war, dass ein komplizierter Zusammenhang zwischen der Verteilung der Konzentration im flüssigen Bereich und der Länge der Erstarrung besteht. Die oben dargestellten Verhältnisse gelten für ein $k < 1$ und für ein Verschwinden der Restschmelze bei Ende der Erstarrung. Dieser Fall kann eintreten, wenn die Tiegelwand bzw. Formwand erreicht wird oder durch den Zusammenstoß von unterschiedlichen Erstarrungsfronten, dieser Vorgang beendet wird. Nach einer Einlaufphase, bei der die

Konzentrationen in der flüssigen und festen Phase zunehmen, endet dieser Bereich mit dem Erreichen der stationären Phase, wo es zu einer Ausscheidung von einem festen Mischkristall der Konzentration c_0 aus einer Schmelze mit der Zusammensetzung c_0/k kommt. Die genauen Zustände während der Erstarrung sind in Abbildung 2-2 detaillierter dargestellt. Es ist zu vermerken, dass die Umverteilung der Elemente während der Erstarrung durch die abnehmende Löslichkeit beim Phasenübergang von fest zu flüssig begründet ist. Da die Legierungsatome durch den Festkörper nicht aufgenommen werden, kommt es vor der Erstarrungsfront zu einem Konzentrationsstau entlang einer dünnen Schicht. Diese aufkonzentrierte Schmelze wird vor der Schicht hergeschleppt und die Konzentration steigt von c_0 bis ein stationärer Wert mit c_0/k erreicht wird. Die Konzentration des ausgeschiedenen Mischkristalls verschiebt sich von $k \cdot c_0$ bis c_0 entsprechend dem Zustandsdiagramm. Bei Erreichen von c_0 kommt es nicht mehr zu einer weiteren Aufkonzentrierung, da von einem stationären System ausgegangen wurde. Somit sind die Konzentrationen von der erstarrten Schmelze und Ausgangsschmelze gleich [1].

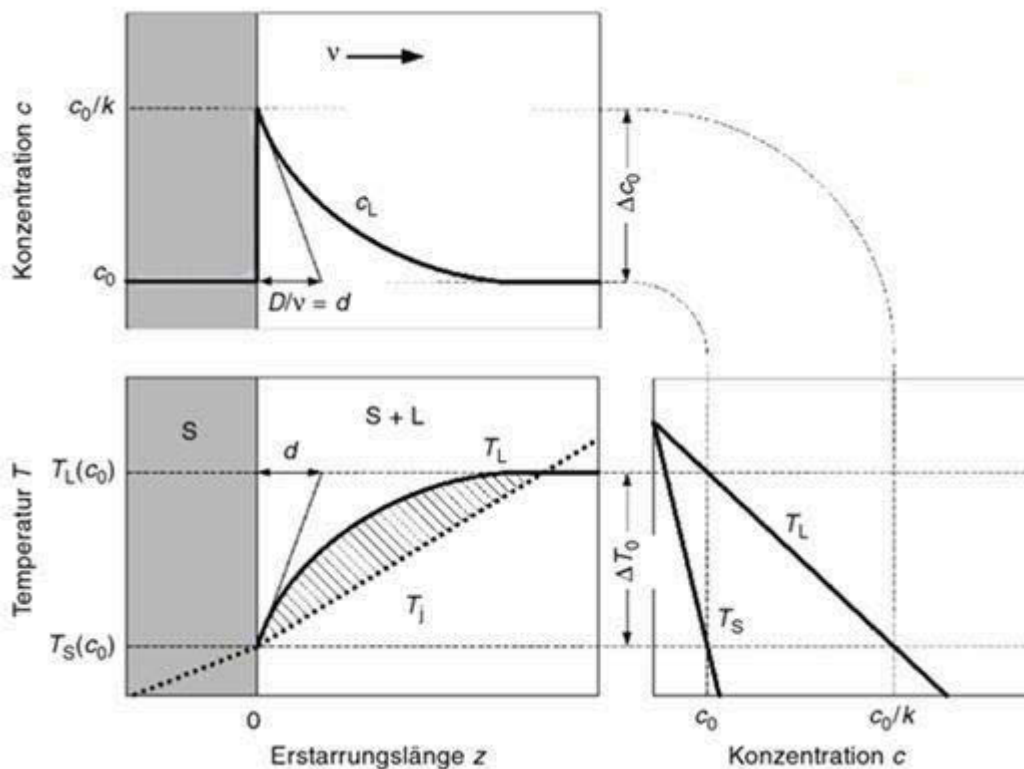


Abbildung 2-2: Konzentrationsverlauf während der Erstarrung [1].

Da der Verlauf der Erstarrungstemperatur nicht konstant ist kommt es zu einem Bereich, in dem konstitutionelle Unterkühlung auftritt. Dies ist dadurch begründet, dass es zwar in der flüssigen Phase begrenzt zu einem Ausgleich der Konzentration kommt jedoch durch die unzureichende Geschwindigkeit der Diffusion ein vollständiger Ausgleich nicht möglich ist.

Durch die Konvektion in der Schmelze wird dieser Umstand behoben und die Grenzschicht mit angereicherter Schmelze vor der Erstarrungsfront wird abgebaut. Das Ergebnis ist in Abbildung 2-1 (b) dargestellt. Der Anstieg der Konzentration von c_0 an erfolgt sowohl für die flüssige als auch für die feste Phase langsam. Für die mathematische Beschreibung und numerische Lösung von Aufgabenstellungen bezüglich der Erstarrungsgefüge einer Legierung, ist es zweckmäßig zunächst mithilfe der in Abbildung 2-3 dargestellten Verhältnisse, den Konzentrationsverlauf sowohl in der Schmelze als auch im Festkörper näher zu betrachten [1]:

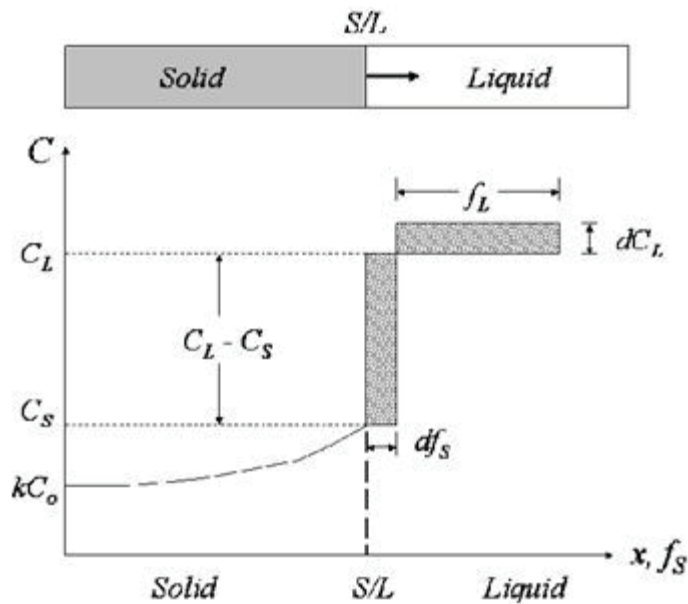


Abbildung 2-3: Verhältnisse an der Erstarrungsfront [2].

Aufgrund der Erhaltung der Gesamtmenge der Legierungsmittelkonzentration gilt Gl. 2-2 [2]:

$$dC_L \cdot f_L = df_S \cdot (C_L - C_S) \quad (2-2)$$

Da auch die Gesamtmasse erhalten bleiben muss, gilt Gl. 2-3:

$$f_S + f_L = 1 \quad (2-3)$$

Aus den vorherigen Beziehungen folgt nun Gl. 2-4:

$$C_L \cdot (1 - k) \cdot df_S = (1 - f_S) \cdot dC_L \quad (2-4)$$

Durch die Randbedingung $C_L = C_0$ zu Beginn der Erstarrung an der Stelle $f_s = 0$ wird die Differentialgleichung integriert und es folgt Gl. 2-5:

$$\int_0^{f_s} \frac{df_s}{1-f_s} = \frac{1}{1-k} \cdot \int_{C_0}^{C_L} \frac{dC_L}{C_L} \quad (2-5)$$

Somit ergibt sich der Konzentrationsverlauf in der Schmelze zu Gl. 2-6:

$$C_L = C_0 \cdot (1-f_s)^{k-1} \quad (2-6)$$

In diesem Zusammenhang sei auch das Kriterium nach Suzuki und Miyamoto erwähnt, die das Entstehen von A-Seigerungen nach Gl. 2-7 beschreiben, wobei R die Erstarrungsrate in [mm/mm], V die Kühlrate in [°C/min] und α eine Konstante, die von der chemischen Zusammensetzung des Stahles abhängig ist, angeben [40].

$$R \cdot V^{1.1} \leq \alpha \quad (2-7)$$

2.1.2 Seigerungsarten

Es gibt zwei Arten von Seigerungen, die Mikro- und Makroseigerungen. Zu den Makroseigerungen zählen Schwereseigerung, Blockseigerung und umgekehrte Blockseigerung. Hierbei kommt es zu lokalen Entmischungen, d.h. es treten Konzentrationsunterschiede im erstarrenden Gussstück gegenüber der restlichen Gesamtschmelze auf. Hingegen wird die Entmischung von Mischkristallen im mikroskopischen Bereich als Mikroseigerung bezeichnet [3].

Als eine mögliche Ursache für das Auftreten von Schwereseigerung kann der große Dichteunterschied zwischen erstarrten Primärkristallen und der Restschmelze angeführt werden. Die Lage der Seigerungen wird bestimmt durch das Sinken von schweren Kristallen zum Boden bzw. unteren Bereich des Gussstückes und umgekehrt steigen leichtere an die Badoberfläche bzw. sammeln sich im oberen Bereich des Gussteils [3].

Zur Entstehung von Blockseigerungen kommt es durch Entmischungsvorgänge in der flüssigen Restschmelze bei gegossenen Blöcken bzw. Gussteilen, wenn die Inhomogenität nicht durch Fluid bzw. Stofftransport gegenüber den bereits entstandenen Kristallen behoben

werden kann. Wobei am Gussteilrand eine Verarmung der an Seigerung betroffenen Elemente festzustellen ist und deren Konzentration aber in die Mitte des Gussstückes hin zunimmt, siehe Abbildung 2-4 aus [3].

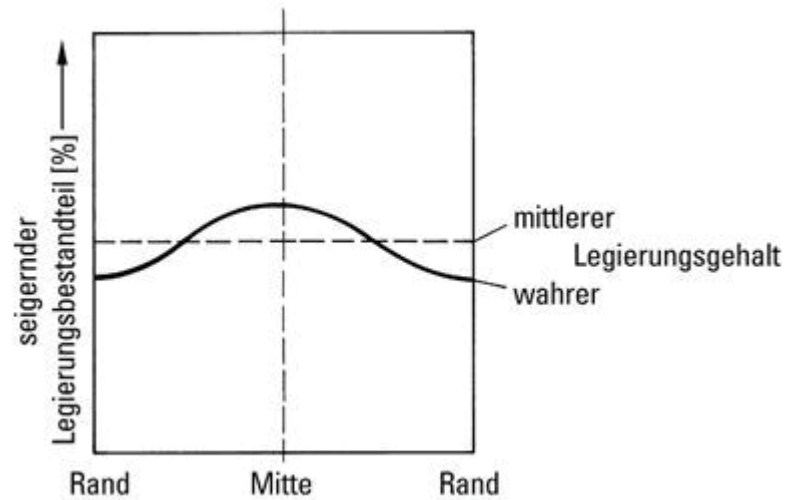


Abbildung 2-4: Blockseigerung-Verteilung der Legierungselemente über dem Querschnitt [3].

Da es zu keinem Ausgleich der Zusammensetzung mit einem Legierungsbestandteil kommt, wird die Restschmelze infolge des Druckes durch die Erstarrung oder durch die Sogwirkung der Kapillarrohräume gegen die Außenseite des Gussteils fortbewegt. Somit erhält die Randschicht eine höhere Konzentration an Legierungselementen als der mittlere Bereich. Dieses Phänomen wird daher als umgekehrte Blockseigerung bezeichnet, siehe Abbildung 2-5 [3].

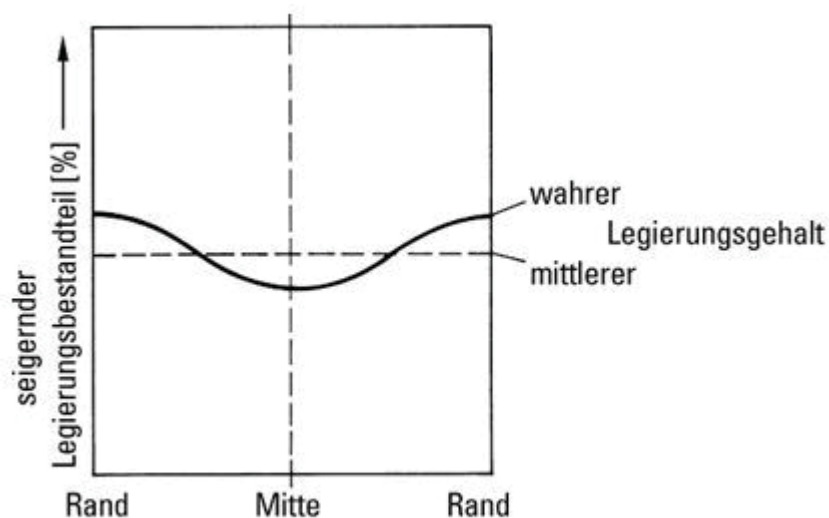


Abbildung 2-5: Umgekehrte Blockseigerung nach [3].

2.2 Seigerungsverhalten der Elemente

In Abbildung 2-6 ist zu erkennen, dass bei der Erstarrung der Schmelze sich zuerst ein Primärkristall der Zusammensetzung a bildet und dass dieser Vorgang mit der Ausscheidung eines Mischkristalls bei der Temperatur T_s und Zusammensetzung b abgeschlossen wird. Der Konzentrationsunterschied zwischen diesen beiden Kristallen wird normalerweise durch Diffusion ausgeglichen, so dass letztendlich ein Gefüge aus einheitlichen Mischkristallen besteht. Wenn jedoch der Stoffausgleich verhindert ist, kommt es zur Bildung von Seigerungen an den Rändern der Mischkristalle.

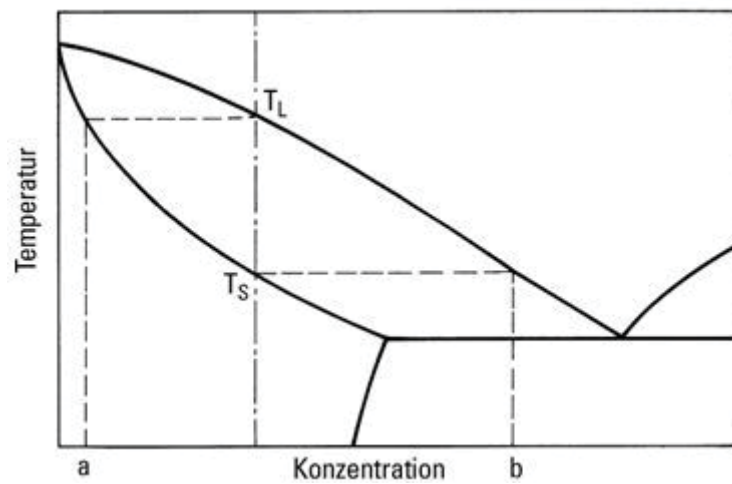


Abbildung 2-6: Verhältnisse bei der Erstarrung der Schmelze [3].

Es ist möglich die Elemente nach ihr charakteristisches Verhalten beim Seigerungsprozess zu unterteilen. Hierzu gibt es zwei Gruppen, die indirekt seigernden Elemente wie zum Beispiel Silizium, Nickel, Kupfer usw., die sich im zuerst erkalteten Eisen konzentrieren und jene die direkt seigern, wie Mangan, Chrom, Vanadium, Titan und Phosphor die sich in der Restschmelze befinden. Die Dauer der Erstarrung beeinflusst den Seigerungsvorgang entscheidend, so treten an den eutektischen Korngrenzen stärkere Unterschiede in der Konzentration auf. Diese Mikro-seigerungen sind auch für das Auftreten von Karbidausscheidungen als auch für die Entartungen am Graphit verantwortlich [3].

Zu vermerken ist, dass die chemische Analyse im Allgemeinen an den zusammengehörigen Seigerungs-zonen, die sich durch eine Anreicherung oder Verarmung von Begleit-, Legierungs- oder Spurenelementen kennzeichnen, einen „unschädlich“ erscheinenden Konzentrationsverlauf ergibt, obwohl diese Elemente in diesen Bereichen höhere Konzentrationen aufweisen [3].

Die Beziehung zwischen den Gehalten an Elementen die im zuerst und zuletzt erstarrenden Eisen vorliegen, ist als Seigerungsfaktor definiert. Tabelle 1 gibt einen Überblick über diesen Faktor einiger Elemente [3].

Tabelle 1: Seigerungs Faktoren einiger Legierungselemente im Stahl [3].

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

Es sei darauf hingewiesen, dass der Seigerungsprozess nicht nur von den beteiligten Elementen selbst bestimmt wird, sondern auch vor allem durch die vorherrschende lokale Abkühlgeschwindigkeit und somit auch von der Wanddicke abhängt. Daher sind die oben angeführten Faktoren als Richtwerte zu betrachten. Die genannten Werte sind so zu interpretieren, dass ein Element mit einem Seigerungs faktor von größer 1 in das zuletzt erstarrte Eisen seigert und eine Kennzahl kleiner als 1 deutet sinngemäß auf eine umgekehrte Seigerung [3].

Die Korngrenzen seigerung tritt umso mehr auf, je geringer das Diffusionspotential ist und je länger die Erstarrung andauert, siehe Abbildung 2-7 und Abbildung 2-8 [3].

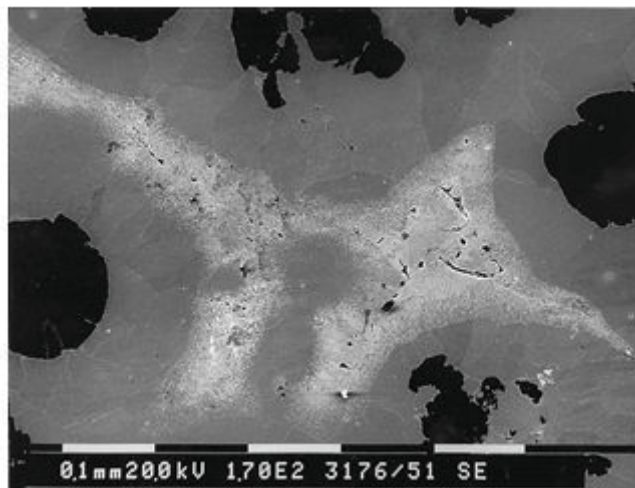


Abbildung 2-7: Seigerungen an GGL mit großer Wanddicke [4].

Die dunklen Bereiche kennzeichnen eine Verarmung an einem Legierungselement und die helleren eine Anreicherung des jeweiligen Elementes. Zu erkennen ist eine Siliziumverarmung (dunkle Bereiche) und gleichzeitig eine Anreicherung an Kohlenstoff, der in Form von Zementit sichtbar ist. Dies könnte durch eine Anreicherung mit Silizium also einer Impfung wettgemacht werden [4].

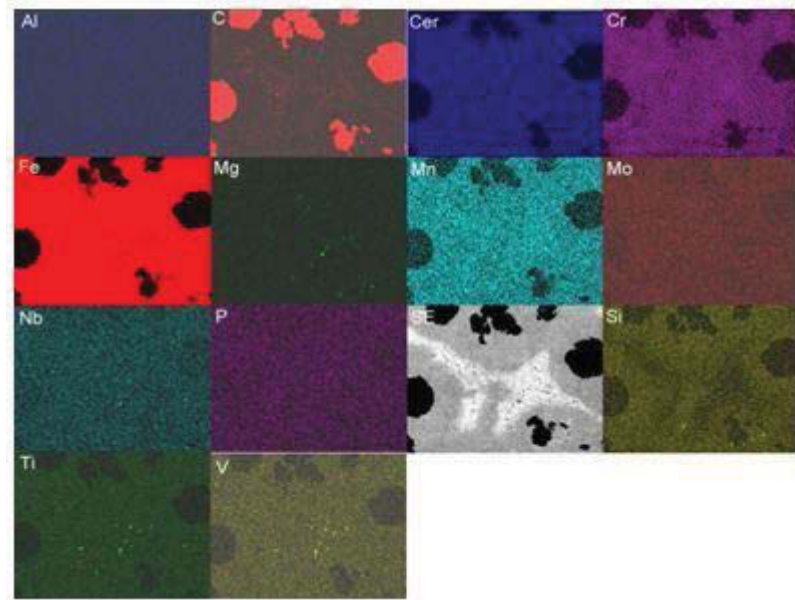


Abbildung 2-8: Verteilung der Elemente innerhalb des Bereichs der Seigerung in GGL [4].

2.3 Ausmaß und Lage der Seigerungen in großen Gussblöcken

Die Herstellung eines besonderen Gussgefüges bei einem unberuhigten Stahl erfordert eine Desoxidation. Wird die Schmelze in eine Kokille gegossen, so ergeben sich die in Abbildung 2-9 dargestellten Verhältnisse. Die Erstarrung beginnt zunächst an der kalten Wand und an der unteren Platte der Kokille und die Front der Erstarrung schiebt sich allmählich in Richtung Kern und nach oben hin fort, die zuerst erstarrte Phase hat nach dem Fe-C Diagramm einen niedrigeren C-Gehalt hingegen nimmt der C-Gehalt der Schmelze zu. Entsprechend verhalten sich auch die Elemente in der Schmelze. Es kommt zur Bildung einer sauberen Randschicht während sich die Begleitelemente wie Phosphor, Mangan und Schwefel an der Erstarrungsfront ansammeln. Es kommt zur weiteren Reaktion von FeO und C, somit entstehen wieder CO Blasen, sie bewirken unter anderem, dass der Stahl stark kocht und es zu einer Sprühwirkung innerhalb der Schmelze kommt, siehe Abbildung 2-9 [5].

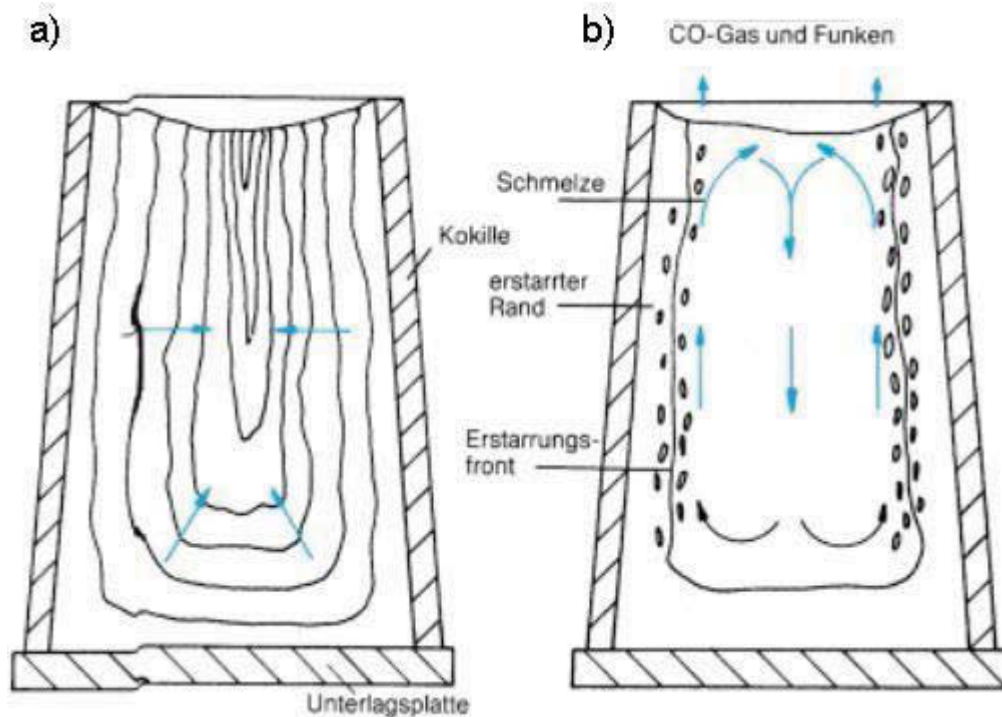


Abbildung 2-9: Verlauf der Erstarrung (a) und Lage der Seigerungen (b) [5].

Durch diesen schlechten Kontakt zwischen der sauberen Randschicht und der verunreinigten Schmelze, die durch die Kochwirkung bewirkt wird, können sich die Begleitelemente nicht gleichmäßig durch Diffusion verteilen, sondern es kommt zur Bildung von Blockseigerungen. Die Verteilung der seigernden Elemente entspricht in etwa dem Verlauf der Erstarrungsfront. Somit sind die Konzentrationen an der Wandschicht und unten gering und Richtung Kern und oberhalb des Gussstückes nehmen die Gehalte zu [5].

Es ist festzuhalten, dass in Legierungen wie z.B. in Werkzeugstählen die einen hohen Gehalt an Wolfram und Molybdän haben, die geseigerte Flüssigkeit mehr Dichte hat als das Flüssigmassengut, somit also dieser zu Boden sinkt, wobei Kanalseigerungen dabei entstehen die in die entgegengesetzte Richtung im Vergleich zu den konventionellen Kohlenstoffstählen fließen. Die schwere flüssige Phase sammelt sich an den Grund der Barre, wobei ein umgekehrtes Muster erzeugt wird, siehe Abbildung 2-10 [6].

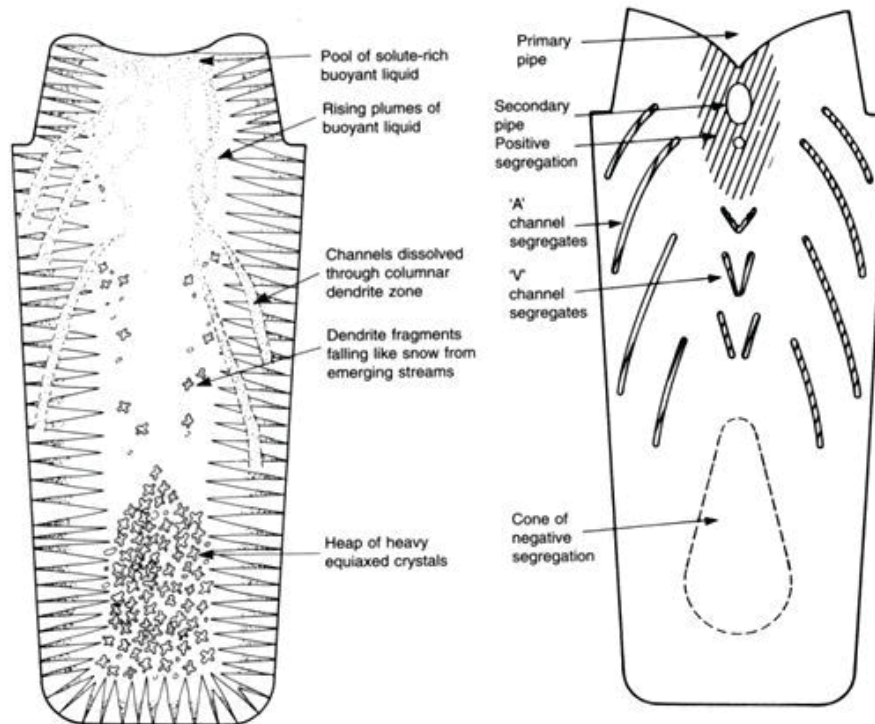


Abbildung 2-10: Umgekehrtes Muster bei der Entstehung von Seigerungen [6].

2.4 Wirkung auf die technologischen Bauteileigenschaften

Die Seigerungen haben in Abhängigkeit von mehreren Parametern einen entscheidenden Einfluss sowohl auf die mechanischen als auch auf die technologischen Eigenschaften. Während bei Mikro-seigerungen diese irrelevant sind können sie bei Makro-seigerungen zu erheblichen Beeinträchtigungen des Betriebsverhaltens der Produkte führen. Im Folgenden werden die Auswirkungen auf die technologischen Bauteileigenschaften näher beschrieben.

Es ist zu vermerken, dass eine der größten Schiffsunglücke im 20. Jahrhundert, der Untergang der Titanic, auf die Bildung von Seigerungen in Form von Zeilenstruktur (Banding) zurückgeführt werden kann. Es wurden Proben aus dem Rumpf des verunglückten Schiffes entnommen und analysiert. Der Untersuchungsumfang umfasste metallographische Schliffe, Zugversuche und Kerbschlagbiegeversuche. Das Ergebnis der Kerbschlagbiegeversuche ist in Abbildung 2-11 dargestellt. Für eine übliche Kerbschlagarbeit von 20 J, hat A36-Stahl (ASTM-Norm) eine viel niedrigere spröd-duktil-Übergangstemperatur als der Stahl die aus dem Rumpf der Titanic herausgeschnitten und untersucht wurde. Des Weiteren ist festzuhalten, dass die Eigenschaften in Längs- und Querrichtung unterschiedlich waren, wobei diese erst bei höheren Temperaturen eine entscheidende Rolle spielten [11].

Bei der Stahlzusammensetzung stellte sich heraus, dass A36 einen höheren Gehalt an Mn und niedrigeren für Schwefel aufweist im Vergleich zum Stahl der Titanic. Mit einem höheren Mn/S- Verhältnis und einem niedrigerer Phosphor-Gehalt kann die Übergangstemperatur erniedrigt werden. Es ist ersichtlich, dass der Werkstoff des verunglückten Schiffes nicht für niedrigere Temperaturen geeignet war, da die Meerestemperatur etwa $-2\text{ }^{\circ}\text{C}$ zur Zeit der Kollision mit dem Eisberg betrug, schien das Sinken des Schiffes unvermeidlich gewesen zu sein [11].

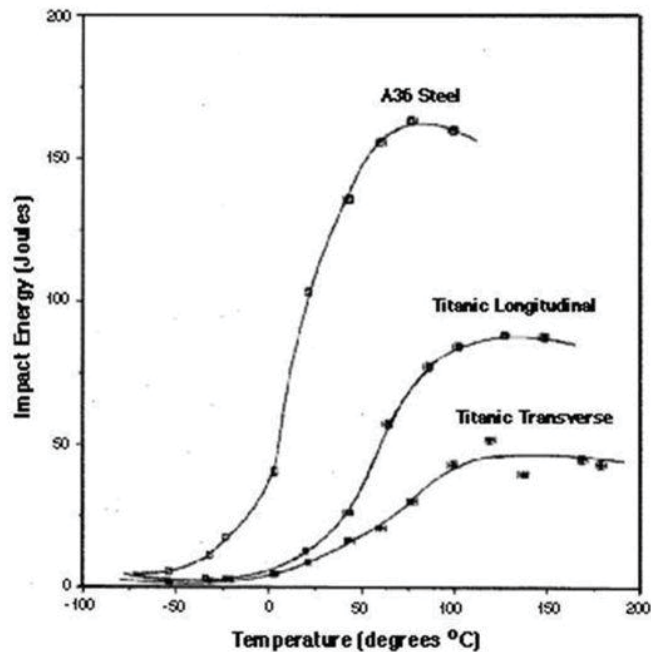


Abbildung 2-11: Kerbschlagarbeit für A36 im Vergleich mit dem Stahl der Titanic [11].

2.4.1 Grundlegendes zum Zähigkeitsverhalten von Stählen

Da bei dieser Arbeit der Beurteilung des Zähigkeitsverhaltens von der Schweißverbindung eine besondere Bedeutung zukommt, sollen im Folgenden die Grundlagen zu diesem Thema näher erläutert werden. In diesem Zusammenhang kann insbesondere die Korngröße genannt werden. Wie aus Abbildung 2-12 hervorgeht, nehmen sowohl die Streckgrenze als auch die Zugfestigkeit mit kleiner werdender Korngröße zu. Die Zugfestigkeit ist ab dem Zeitpunkt der plastischen Verformung stets größer als die Fließspannung. In diesem Zusammenhang sollen auch folgende Werkstoffdaten bzw. Verformungskenngrößen erläutert werden:

- Elastizitätsmodul
- Fließspannung
- Bruchdehnung

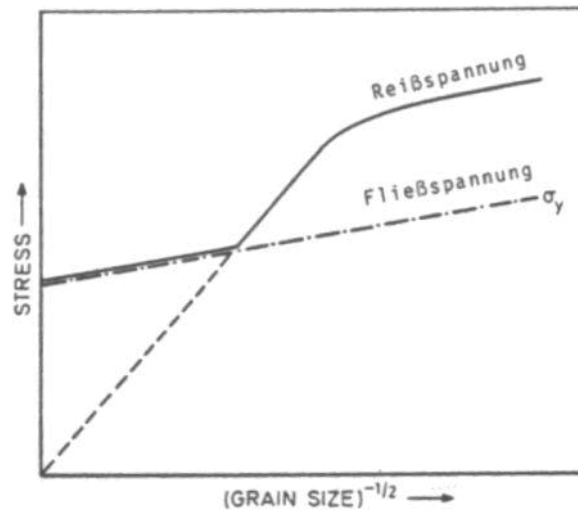


Abbildung 2-12: Einfluss der Korngröße auf die zähigkeitsrelevanten Spannungen [17].

Elastizitätsmodul

Der Einfluss des Elastizitätsmoduls lässt sich durch dessen Wirkung auf die Stärke der Gitterbindungen erklären. Da die Rißöffnungen auch vom E-Modul abhängen ist zu erwarten, dass bei Werkstoffen wie Aluminium und Titan die einen niedrigen E-Modul aufweisen, eine geringere Zähigkeit voraussagen [17].

Fließspannung

Die Fließspannung hat insofern einen Einfluss auf die Zähigkeit als dass hohe Fließspannungen im Stahl die Festigkeit steigern, wobei dies mit einer Verringerung der Zähigkeit und der Verfestigungsvermögens einhergeht. Zum Teil kann dies auch durch die Beeinflussung der Scherinstabilitäten durch die hohen Fließspannungen zurückgeführt werden [17].

Bruchdehnung

Ein wichtiger Faktor zur Beurteilung der Zähigkeit von Stählen ist die Bruchdehnung. Um die einwandfreie Funktionalität der jeweiligen Werkstoffe zu erhalten, werden sie unter ungünstigsten Bedingungen geprüft, wie unter mehrachsiger Beanspruchung. Es werden auch Blechbiegetest, Dehnungsproben sowie Kerbzugversuche für die Beurteilung der Zähigkeit eingesetzt [17]. Primär geht es dabei um die Ermittlung des Spannungsintensitätsfaktors K bei der ein instabiles Risswachstum auftritt. Für unterschiedliche Proben werden diese Änderungen mit dem Geometriefaktor Y

berücksichtigt [18]. Abbildung 2-13 stellt den Zusammenhang zwischen der Risslänge und der Spannung dar.

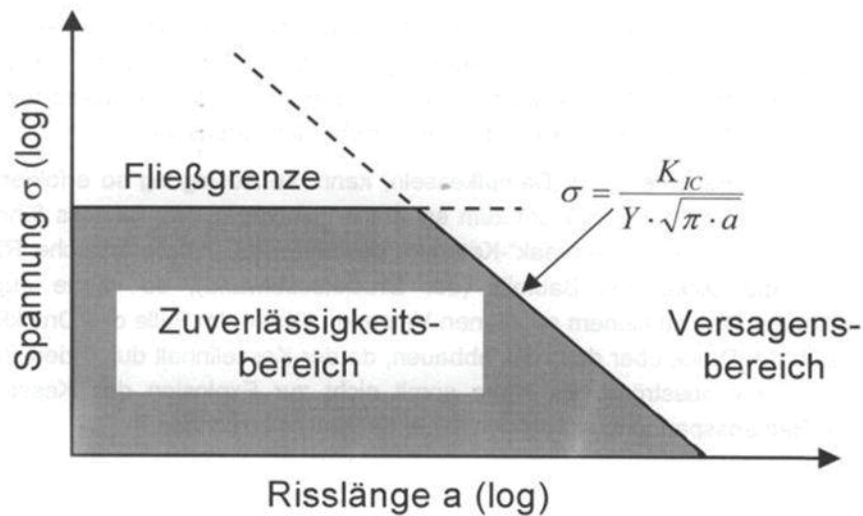


Abbildung 2-12: Einsatzbereich der Stähle als Funktion von der Risslänge und Spannungen [18].

2.4.2 Einfluss von Seigerungsbändern („Banding“) auf die mechanischen Eigenschaften in C-Mn-Stählen

Im Folgenden werden die mechanischen Eigenschaften im Hinblick auf die Gefügestruktur und insbesondere hinsichtlich der Seigerungszeilen bei verschiedenen gefertigten C-Mn-Stählen näher beschrieben. Bei dieser Studie nach Chima C. und Andrew I. [19] wurden drei auf verschiedenen Wegen hergestellte Stahlsorten, die jedoch die gleiche Zusammensetzung aufwiesen durch Zugversuche, Härteeindrücke und metallographische Schliffe näher analysiert.

Experimentelle Methoden und Probenherstellung

Die verwendeten Stahlproben für diese Untersuchung stammen von Delta Steel Company und haben die folgenden Bezeichnungen [19]:

- Stahl im Gusszustand (Probe 1)
- Vorgewalzter Stahl (Probe 2)
- Warmgewalzter Stahl (Probe 3)

Die chemische Zusammensetzung der Proben war gleich und ist in Tabelle 2 angeführt [19].

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der Proben.

C	Si	S	P	Mn	Ni
0.3081	0.3699	0.0929	0.0877	0.9633	0.0973
Cr	Cu	Sn	Pb	Fe	
0.1531	0.2706	0.0165	0.0006	97.6400	

Der Warmwalzversuch bestand aus drei Teilschritten: Umschmelzen, Wiedererwärmen und Warmwalzen. Für das Umschmelzen wurde ein industrieller elektrischer Lichtbogenofen benutzt. Das geschmolzene Metall wurde durch Stranggießen zu Blöcken vergossen. Die Abmaße betragen hierbei 1000mm x 400mm x 400mm. Nach dem Vergießen wurde Probe 1 vom Block herausgeschnitten. Die Wiedererwärmung fand mittels eines kontinuierlichen Ofens statt, dessen Kapazität 20 t betrug. Des Weiteren besaß der Ofen eine Heiz- und Durchwärmzone. Der Block wurde im Ofen bei 1100 °C erwärmt und in der Durchwärmzone bei 1250 °C gehalten und danach aus diesem entnommen und warmgewalzt. Dieser Vorgang ist für das Glühen vor der Warmumformung des Stahles entscheidend [19].

Das Walzwerk für das Warmwalzen bestand aus einer zweigerüstigen TRIO; reversiblen Vorwalzgerüsten, einem DUO- Zwischenwalzgerüst und einer viergerüstigen Tandemstraße und einem DUO- Endwalzgerüst mit zweigerüstigem Tandemgerüsten, wodurch das Produkt die gerillte Endkontur erhielt. Die vorgewalzte Probe durchlief sechs Stiche im reversiblen Vorwalzgerüst, danach wurde dieser Prüfkörper entnommen. Es erfolgten weitere Fertigungsschritte um die warmgewalzte Probe herzustellen, diese bestanden darin, dass der Knüppel sowohl noch im Zwischengerüst als auch im Endwalzgerüst weiterverarbeitet wurde. Nach diesen Produktionsschritten konnte der warmgewalzte Prüfkörper aus dem Knüppel entnommen werden [19].

Diskussion der Ergebnisse

Abbildung 2-14 stellt das Gefüge vom Stahlguss dar (Probe 3). Die ungleichmäßigen, groben Ferrit-(hell) und Perlit-(dunkel) Strukturen sind zu erkennen. An einigen Stellen wurde auch Widmanstätten-Ferrit festgestellt [20]. In Abbildung 2-15 ist das Gefügebild nach dem Vorwalzen dargestellt. Zu erkennen ist ein einheitliches, feinkörniges Ferrit- und Perlitgefüge, das in Verbindung mit den Seigerungszeilen auftritt. Festzuhalten ist, dass an einigen Bereichen wieder Widmanstätten-Ferrit beobachtet wurde. Abbildung 2-16 gibt die Mikrostruktur nach dem Warmwalzen wieder, beobachtet wird in dieser Gefügestruktur eine progressive Wirkung der Kornfeinung von Ferrit und Perlit [19].

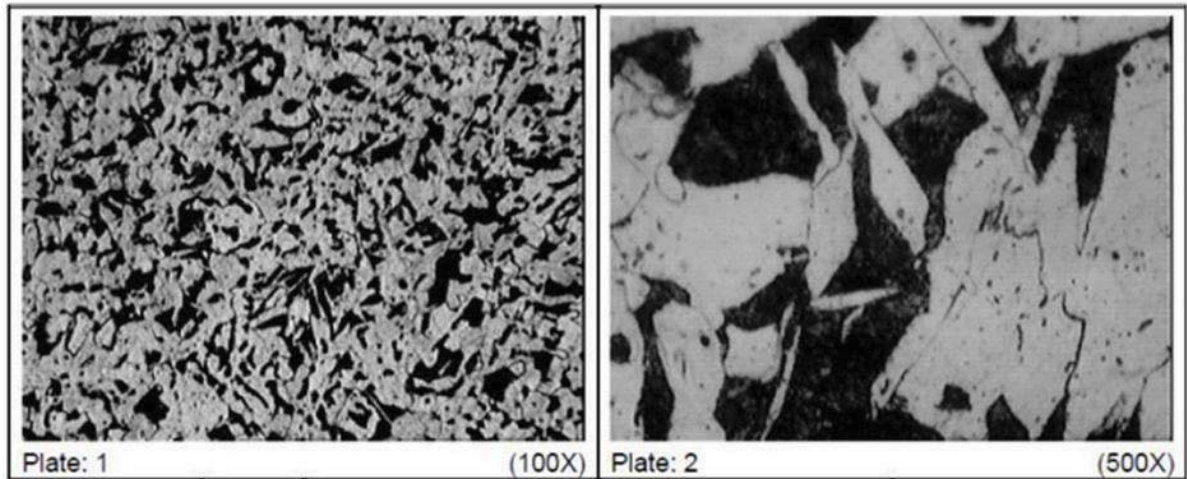


Abbildung 2-14: Mikrostruktur des gegossenen Stahlknüppels [19].

Die Korngröße der drei Proben ist in Tabelle 3 wiedergegeben. Die Änderungen in der Mikrostruktur während dem Walz- und Kühlprozess sind auf die dabei auftretenden Erholungs-, Rekristallisations-, und Kornwachstumsphänomene zurückzuführen, die in komplexer Art und Weise die Endstruktur des Gefüges bestimmen [19].

Tabelle 3: Korngrößen der drei Proben.

STEEL SAMPLE	$d(mm)$	$d^{-1/2} (mm)^{-1/2}$
Steel Sample 1 (as-cast steel)	0.017	7.67
Steel Sample 2 (roughened steel)	0.015	8.17
Steel Sample 3 (hot rolled steel)	0.013	8.77

Durch die Umformung kommt es zunächst zur Erhöhung der Versetzungsdichte des ursprünglich grobkörnig und arm an Versetzungen vorliegenden Gefüges. Die höheren Temperaturen bei der Formgebung bewirken durch thermisch aktivierte Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge eine Verringerung der Versetzungsdichte. Diese Entfestigungsvorgänge können grundsätzlich in statische und dynamische unterteilt werden. Wobei letzteres während der Umformung in Erscheinung tritt [21].

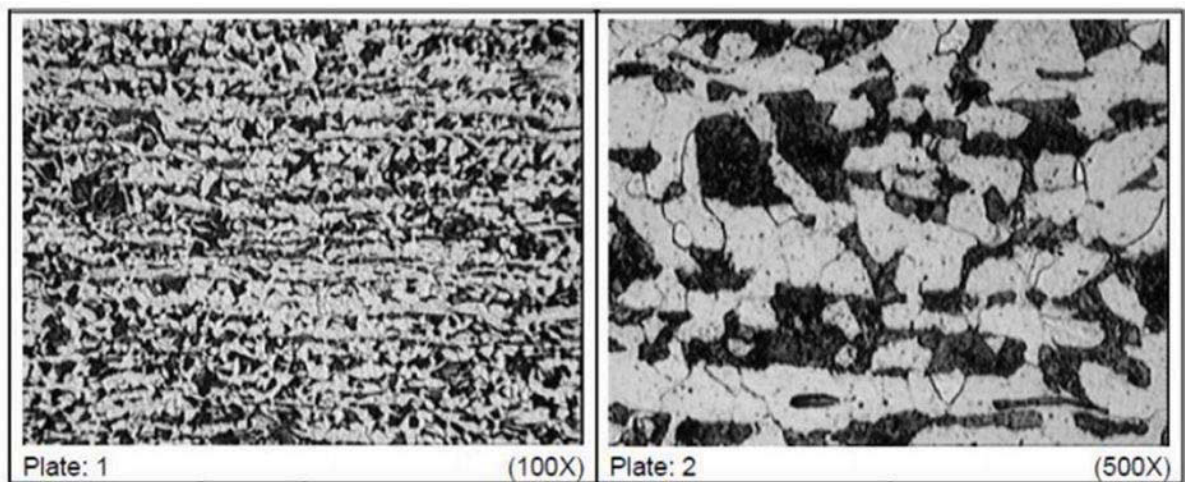


Abbildung 2-15: Gefügebildung der Probe 2 nach dem Vorwalzen [19].

Ein stationärer Zustand zwischen den Ver- und Entfestigungsvorgängen wird erreicht, wenn bei der Umformung entsprechend hohe Umformgrade realisiert werden [21].

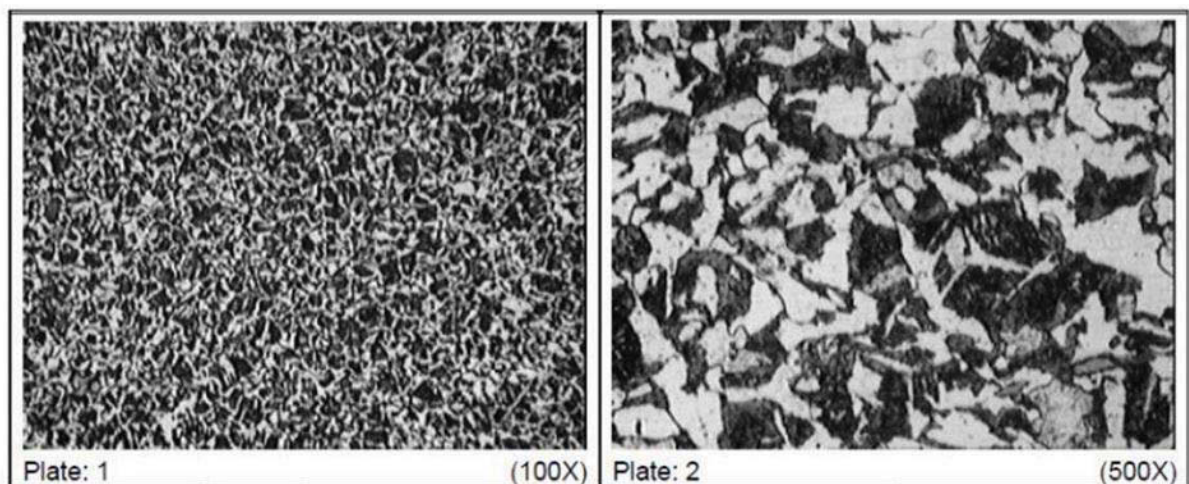


Abbildung 2-16: Mikrostruktur der warmgewalzten Probe [19].

Verhalten bei Zugbeanspruchung im Zusammenhang mit der Gefügestruktur

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle 4 dargestellt. Der warmgewalzte Stahl besitzt die höchste Streckgrenze und Zugfestigkeit, gefolgt vom Stahl im Gusszustand und der vorgewalzten Probe.

Tabelle 4: Streckgrenze und Zugfestigkeit der drei Stahlproben.

SAMPLE	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (UTS) (MPa)
Steel Sample 1 (as-cast steel)	580.507	916.590
Steel Sample 2 (roughened steel)	560.139	845.300
Steel Sample 3 (hot rolled steel)	595.784	936.959

In Abbildung 2-17 und Abbildung 2-18 sind die Zugfestigkeiten und die Streckgrenzen als Funktion von $d^{-1/2}$ dargestellt. Sowohl die Streckgrenze als auch die Zugfestigkeit der Proben nehmen mit steigendem $d^{-1/2}$ zu. Dies gilt jedoch nicht für die vorgewalzte Probe, da hierbei „Banding“ zu beobachten ist. Dieser Effekt beschreibt die inhomogene Verteilung von Ferrit und Perlit die sich in zeiliger Anordnung parallel zur Walzrichtung bzw. Bearbeitungsrichtung orientieren. Aufgrund dieses Phänomens kommt es zur anisotropen bzw. richtungsabhängigen Eigenschaften im vorgewalzten Stahl. Nach dem Hall-Petch Gesetz sind die Werte für K und σ_i , $13,70 \text{ N/mm}^{3/2}$ und 558 N/mm^2 [19].

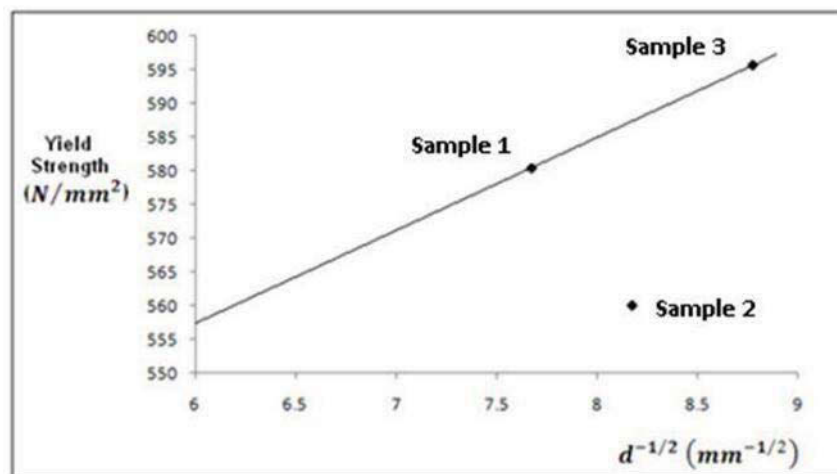


Abbildung 2-17: Streckgrenze als Funktion von der Korngröße [19].

In Bezug auf die Perlitverteilung ist im Gefügebild des warmgewalzten Stahles eine einheitliche Verteilung in der Ferritmatrix zu beobachten, wohingegen diese für die Probe im Gusszustand nicht vorliegt. Dadurch ist die Zunahme der Zugfestigkeit zu begründen. Bei einer gleichmäßigen Perlitanordnung, kommt es durch die starren Karbidlamellen vermehrt zur Stärkung von weichen, duktilen Ferrit [22].

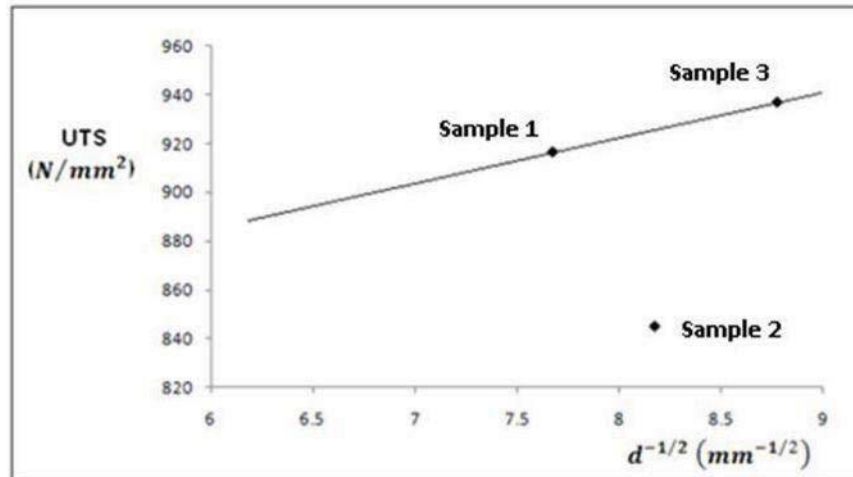


Abbildung 2-18: Zugfestigkeit als Funktion der Korngröße [19].

Aussagen über die Duktilität in Bezug auf die Mikrostruktur

In Tabelle 5 sind die Dehnungswerte der drei Stahlsorten in % wiedergegeben. Die warmgewalzte Probe besitzt eine verbesserte Duktilität gegenüber der vorgewalzten und im Gusszustand vorliegenden Proben. Abbildung 2-19 stellt die Dehnungswerte als Funktion von $d^{-1/2}$ dar. Zu erkennen ist eine Zunahme der Duktilität wenn die Korngröße abnimmt. Dies bedeutet, dass feinere Körner jeweils zu höherer Duktilität führen. Hinsichtlich der Perlitverteilung von der warmgewalzten Probe war eine Abnahme der Duktilität gegenüber des Prüfkörpers im Gusszustand zu erwarten, da hier eine einheitliche Verteilung von Perlit in der Ferritmatrix vorliegt, jedoch wurde das Gegenteil beobachtet wie aus Tabelle 5 hervorgeht. Nach Van Vlack kommt es bei gleichmäßiger Perlitverteilung durch die Karbidlamellen zu einer Abnahme der Duktilität, dieses Phänomen ist durch die sich leicht ausbreitende Risse entlang von spröden Karbidschichten des Perlits durch kurze „Sprünge“ über dem dazwischenliegenden harten Ferrit zu begründen [19].

Tabelle 5: Dehnungswerte der drei Proben in %.

SAMPLE	Ductility (% Elongation)
Steel Sample 1 (as-cast steel)	27.3
Steel Sample 2 (roughened steel)	29.0
Steel Sample 3 (hot rolled steel)	30.8

Die Zunahme der Duktilität des warmgewalzten Prüfkörpers im Vergleich zu der Probe im Gusszustand, kann auf die Anwesenheit von Poren, Mikro- und Makrolunkern sowie Inhomogenitäten beim Guss zurückgeführt werden [19].

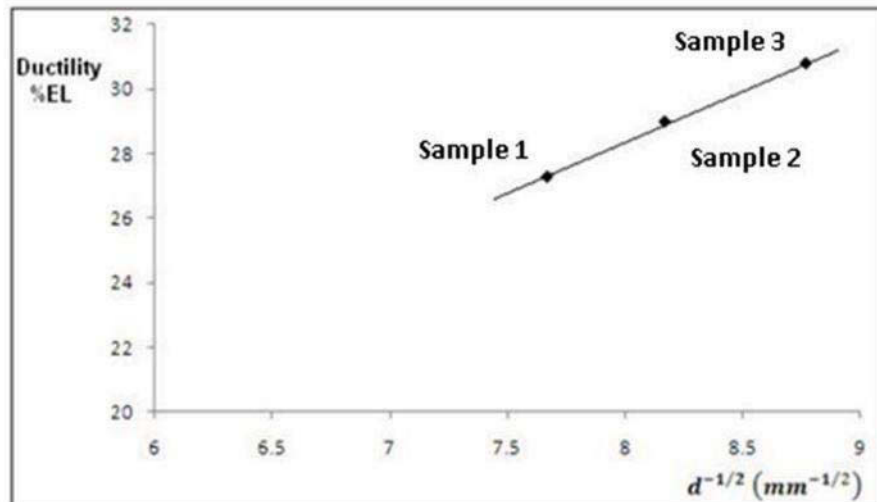


Abbildung 2-19: Zusammenhang zwischen Korngröße und Duktilität [19].

Härteeigenschaften der Proben im Hinblick auf die Gefügestruktur

In Tabelle 6 sind die Härtewerte nach Rockwell dargestellt. Festzuhalten ist, dass die warmgewalzte Probe gegenüber den anderen wiederum verbesserte bzw. höhere Härtewerte aufweist. Abbildung 2-20 gibt den Zusammenhang zwischen Korngröße und der Härte wieder [19].

Tabelle 6: Härtewerte der drei Stahlsorten.

STEEL SAMPLE	Hardness (RHC)
Steel Sample 1 (as-cast steel)	69.4
Steel Sample 2 (roughened steel)	77.0
Steel sample 3 (hot rolled steel)	106.0

Aus Abbildung 2-20 wird ersichtlich, dass die Härte mit abnehmender Korngröße ansteigt. Die gleichmäßige Perlitverteilung in der Ferritmatrix der warmgewalzten Probe spielt bei dem Härteanstieg gegenüber den anderen Probekörpern eine wichtige Rolle. Zu erkennen ist, dass die Seigerungszeilen keinen entscheidenden Einfluss auf die Härte der Proben haben, da diese eine Oberflächeneigenschaft darstellt und somit von den Seigerungen im Stahl nicht abhängig ist [19].

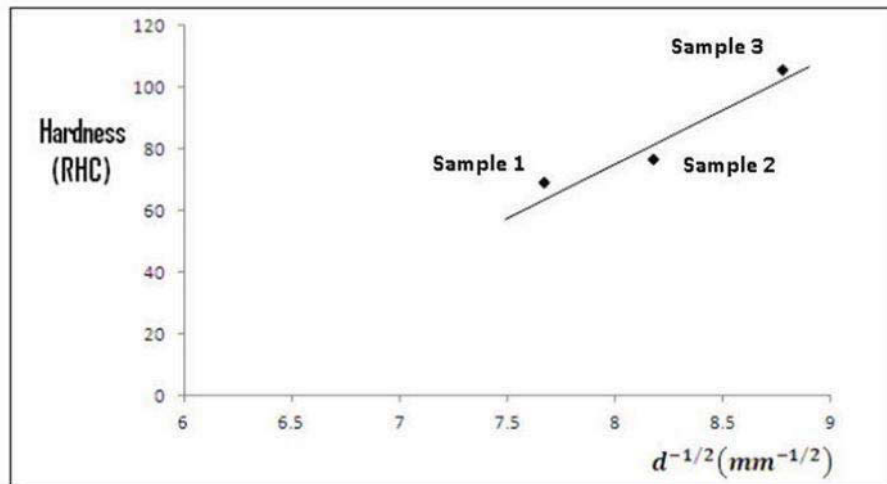


Abbildung 2-20: Härteverlauf über der Korngröße [19].

Zener-Hollomon Parameter und dessen Zusammenhang mit der Gefügestruktur

Die Temperatur und Dehnrates haben einen Einfluss auf die Entwicklung der Gefügestruktur der Werkstoffe. Der Zener-Hollomon Parameter stellt den Zusammenhang zwischen Temperatur und Dehnrates durch einen einfachen Parameter her und ist als Z definiert, siehe Gl. 2-8. Die Z -Werte der drei Proben sind in Tabelle 7 wiedergegeben [19].

Tabelle 7: Z -Werte der drei Proben.

STEEL SAMPLE	Z	$\ln Z$
Steel sample 1 (as-cast steel)	2.117×10^{11}	26.078
Steel sample 2 (roughened steel)	3.995×10^{12}	29.016
Steel sample 3 (hot rolled steel)	2.338×10^{13}	30.783

Die Abhängigkeit zwischen der Korngröße und dem Zener-Hollomon Parameter ist in Abbildung 2-21 dargestellt. Mit zunehmendem Z -Wert nimmt die Korngröße ab [19].

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp^{(Q/RT)} \quad (2-8)$$

Wobei $\dot{\varepsilon}$ die Dehnrates und T die Temperatur darstellen. Mathematisch lässt sich der Zusammenhang zwischen der Korngröße und dem Z -Wert durch Gl. 2-9 beschreiben [19].

$$d^{-1/2} = A + B \cdot \ln Z \quad (2-9)$$

A und B sind darin Konstanten. Durch die Anwendung der Methode der kleinsten Quadrate wurden diese zu 1,62 und 0,23 bestimmt [19].

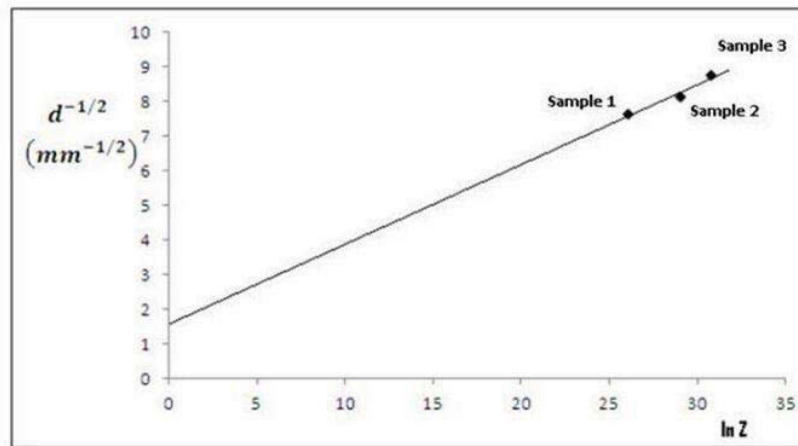


Abbildung 2-21: Verlauf der Korngröße in Abhängigkeit von ln Z [19].

Zusammenfassung und Diskussion

Es ist zu vermerken, dass die höheren Werte für die Streckgrenze- und Zugfestigkeit des warmgewalzten Probekörpers gegenüber der Probe im Gusszustand auf die feinen Ferrit und Perlitkörner, wobei die Perlitphase gleichmäßig in der Ferritmatrix verteilt ist, zugerechnet werden müssen. Die Korngröße ist der Streckgrenze indirekt proportional, wobei es einen linearen Zusammenhang zwischen Perlitverteilung (Volumenanteil) und Streckgrenze gibt. Die Abnahme der Zugfestigkeit und der Streckgrenze im vorgewalzten Stahl obwohl die Ferrit und Perlitkörner feiner vorliegen gegenüber der Stahlprobe im Gusszustand, ist auf das Auftreten von Seigerungszeilen („Banding“) zurückzuführen. Für die Zunahme der Duktilität bei der warmgewalzten Probe ist die gleichmäßige Perlitverteilung innerhalb der Ferritmatrix als einen entscheidenden Faktor zu nennen [19].

Die höheren Härtewerte für die Probe 3 gegenüber dem Prüfkörper im Gusszustand kann ebenso auf die feiner vorliegenden Körner und auf die gleichmäßige Verteilung der Perlitphase innerhalb der Ferritmatrix zurückgeführt werden. Härte ist indirekt proportional zur Korngröße. Als letztes sei auf den Zusammenhang zwischen Zener-Hollomon Parameter und Korngröße hingewiesen, welche indirekt proportional zueinander stehen. Es ist festzuhalten, dass durch das Warmwalzen es zu einer Kornfeinerung der ursprünglich groben Körner des Gussblockes kommt. Des Weiteren ist anzunehmen, dass sowohl die Mikroseigerungen durch Diffusion weitgehend ausgelöscht werden als auch die Porositäten und Lunker beseitigt werden [19].

2.4.3 Mikro- und Makroseigerungen

Bei der Mikroseigerung sind keine negativen Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften zu erwarten. Diese Zonenmischkristalle können jedoch dazu führen, dass eine Neigung zur Korrosion aufgrund der Bildung von lokalen Elementen besteht. Es ist möglich diese Seigerungsart durch Diffusionsglühen knapp unter der Soliduslinie zu beheben. Es kommt dabei allerdings zur Grobkornbildung [7].

Die Blockseigerung führt besonders bei den Elementen Schwefel und Phosphor, die bedeutende (bis zu vierfache) Differenzen in der Zusammensetzung beim Erstarren aufweisen zu Rotbruchgefahr am Blockkopf bei Schwefel und zu Rissen die durch die Phosphorseigerung entstehen. Beim Rotbruch handelt es sich um niedrigschmelzende Eisensulfide, die sich schlecht verformen lassen und im Temperaturbereich zwischen 800 – 1000 °C zum Versagen des Werkstückes führen. Zusatz von Mangan wirkt diesem Bruch entgegen, da MnS gebildet wird welches deutlich höher schmilzt und auch gut verformbar ist [5]. Als ein Grund für dieses Verhalten kann für Phosphor angeführt werden, da er versprödet auf den Stahl wirkt. Der starke Einfluss macht sich besonders bei tieferen Temperaturen bemerkbar, da die Kerbschlagarbeit abnimmt. Des Weiteren kommt es zu einem Anstieg der Festigkeit, wodurch sich bei Verformung innere Risse ergeben können. Außerdem ist festzuhalten, dass einer Schweißung die bis an die Seigerungszone reicht, Bindungsfehler zu erwarten sind. Ferner ist auch die Schweißrissigkeit zu beachten, die zu Rissen in der Nähe des Schweißnahtes führt. Aus diesen Gründen sollte der P- Gehalt nicht größer als 0,04 % sein [5].

2.4.4 Einfluss von Karbiden

Durch die Seigerungen kommt es auch zur Ansammlung von Legierungselementen, dieser Zustand bedingt das Entstehen von Primärkarbiden bzw. Karbidsäumen. Als Folge davon wird die Kerbschlagzähigkeit stark reduziert. Das Umschmelzen trägt erheblich dazu bei die mechanischen Eigenschaften des Bauteils zu verbessern, indem ein homogenes Gefüge hergestellt wird. Insbesondere in Querrichtung zu den Faserverläufen kommt es dabei zu einer Erhöhung der Zähigkeit durch die Abnahme von Seigerungen und eines besseren Gefügezustandes [8].

Karbidbildende Elemente

Insbesondere beim Gusseisen mit Kugelgraphit stellen die Karbide ein Problem dar und sind überdies in den meisten Fällen nicht erwünscht. Sie bewirken eine Abnahme der Duktilität sowie der Kerbschlagzähigkeit, auch werden die mechanischen Eigenschaften

verschlechtert. Außerdem wird die Weiterverarbeitung des Gussstückes erschwert und der Verschleiß der Werkzeuge ist sehr hoch.

Im Allgemeinen lassen sich die Karbide in drei Hauptgruppen bezüglich ihrer Gestalt unterteilen [9]:

- Eutektische Karbide
- Umgekehrte Weißerstarrung
- Seigerungsbedingte Karbidbildung

Zu den Elementen die karbidstabilisierend sind und stärker als Mn wirken zählen: Cr, V, B, Te u.a.

Einfluss des Chrom auf die Bauteileigenschaften

Chrom trägt entscheidend zur Bildung von Karbiden im Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) bei. Der maximal zulässige Wert von 0,05% sollte nicht überschritten werden. Da sich Mangan und Chrom in Bezug auf ihre Neigung zur Karbidbildung zusammenwirkend verhalten, ist ein noch niedrigerer Gehalt an Chrom bei höheren Mangangehalten anzustreben [9].

Der Abbau der Chromkarbide durch eine Wärmebehandlung ist meist sehr schwierig. Auch ein Anlassen bei hohen Temperaturen werden sie nicht zersetzt. Insbesondere bei Gehalten von 0,1% ist es sehr aufwändig diese Karbide abzubauen [9].

Einfluss des Vanadiums auf die Bauteileigenschaften

Vanadium zählt ebenso zu den Karbidbildnern. Um den negativen Einfluss hinsichtlich der Karbidbildung durch Seigerungen zu vermeiden wurden Grenzwerte von etwa 0,03% festgelegt. Aus der metallkundlichen Praxis ist jedoch bekannt, dass eine Konzentration von Vanadium bei 0,2 – 0,3% sowohl eine Erhöhung der Zugfestigkeit als auch der Streckgrenze beim wärmebehandelten, ferritischem GJS bewirkt [9].

In Tabelle 8 ist die Neigung der Elemente zur Seigerung sowie der Zusammenhang mit technologischen Eigenschaften in GJS dargestellt. Es ist ersichtlich, dass Molybdän und Mangan am stärksten seigern [9].

Tabelle 8: Einfluss verschiedener Elemente auf die Bauteileigenschaften und Seigerungen von GJS [9].

Element	Maximale Werte	Einfluss auf stabiles und metastabiles Eutektikum	Einfluss auf die eutektoide Temperatur	Einfluss auf das Gefüge	Einfluss auf die Härbarkeit	Einfluss auf die Graphitstruktur	Neigung zur Segregation
Kupfer	Bis 1% Perlitbildner	Erhöht die Temperaturdifferenz zwischen stabilem und metastabilem Eutektikum	Erniedrigt die eutektoide Temperatur, genannt Austenitstabilisator	Unterstützt die Perlitbildung, hemmt die Kohlenstoffdiffusion, stabilisiert den Perlit	Verbessert die Härbarkeit, aber weniger als Mo	Fördert die Bildung von Graphitlamellen an den Zellgrenzen	In der zuerst erstarrenden Schmelze, Überschuss segregiert
Zinn	Bis 0,25% Perlitbildner	Erniedrigt beide eutektischen Temperaturen	Nicht bekannt	Unterstützt die Perlitbildung, hemmt die Kohlenstoffdiffusion, stabilisiert den Perlit	Nicht bekannt	Fördert die Bildung von interzellulärem Lamellengraphit	Zuerst erstarrende Schmelze, falls über 0,1% Filmbildung zwischen Zellen
Nickel	Bis 0,25% im Ferritgefüge	Erhöht die Temperaturdifferenz zwischen stabilem und metastabilem Eutektikum	Erniedrigt die eutektoide Temperatur, genannt Austenitstabilisator	Unterstützt etwas die Perlitbildung	Verbessert die Härbarkeit, aber weniger als Mo	Fördert die Bildung von Chunky-Graphit, vermindert Carbiddbildung	Befindet sich in der zuerst erstarrenden Schmelze, Überschuss segregiert
Molybdän	Perlitbildner	Erniedrigt beide eutektischen Temperaturen	Erhöht die eutektoide Temperatur, Ferritstabilisator	Unterstützt die Perlitbildung im Gusszustand, nicht so effektiv wie Cu und Zinn	Verbessert die Härbarkeit, wirksamer durch die Verzögerung der Perlitbildung	Starker Bildner von Carbidd an Zellgrenzen, diese Carbide können beim Glühen nicht aufgelöst werden	Seigert sehr stark
Mangan	Bis 0,35% Perlitbildner	Erhöht die Temperaturdifferenz zwischen stabilem und metastabilem Eutektikum	Erniedrigt die eutektoide Temperatur, genannt Austenitstabilisator	Unterstützt etwas die Perlitbildung, 5-mal mehr als Ni	Verbessert die Härbarkeit, verzögert die Perlitbildung	Fördert die Bildung von Carbiden an den Zellgrenzen, segregiert an den Zellgrenzen	Seigert sehr stark

2.4.5 Zusammenhang zwischen dem Faserverlauf und den Seigerungszeilen

Der Einfluss der Orientierung der Fasern im Stahl hat einen entscheidenden Einfluss auf die technologischen Eigenschaften. Insbesondere hinsichtlich der Dauerfestigkeit der Bauteile können in diesem Zusammenhang eine verminderte Lebensdauer bzw. Versagen durch Ermüdung genannt werden. Des Weiteren spielt auch die Stahlzusammensetzung eine wichtige Rolle. Hohe Schwefelgehalte führen zu Schwefel-Ausscheidungen die sich mit Mn im Stahl verbinden und beim Walzen langgestreckte MnS-Faser bilden, siehe Abbildung 2-22. Diese Seigerungsfasern stellen eine Inhomogenität im Gefüge dar und beeinflussen daher die mechanischen Eigenschaften.

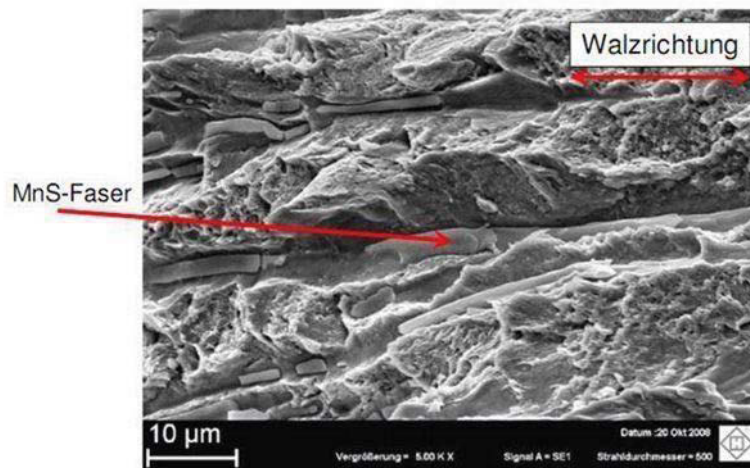


Abbildung 2-22: Lage einer MnS-Faser an der Bruchfläche eines AFP-Stahles [24].

Aus Abbildung 2-23 wird ersichtlich, dass sowohl die Streckgrenze als auch die Zugfestigkeit mit sinkendem Schwefelgehalt zunehmen [24]. Jedoch ist hier kein bemerkenswerter Einfluss der Faserorientierung festzustellen. In Tabelle 9 ist eine Legende für die Abkürzungen in Abbildung 2-23 und Abbildung 2-24 wiedergegeben.

Tabelle 9: Bezeichnung der verwendeten Abkürzungen.

SHL = Schwefelgehalt hoch, längs	SHQ = Schwefelgehalt hoch, quer
SNL = Schwefelgehalt niedrig, längs	SNQ = Schwefelgehalt niedrig, quer

In Abbildung 2-23 ist der Einfluss des Schwefelgehaltes und der Faserorientierung auf die Zugfestigkeit und Streckgrenze des AFP-Stahles dargestellt. Es ist festzuhalten, dass die Festigkeitseigenschaften kaum von der Orientierung abhängen [24].

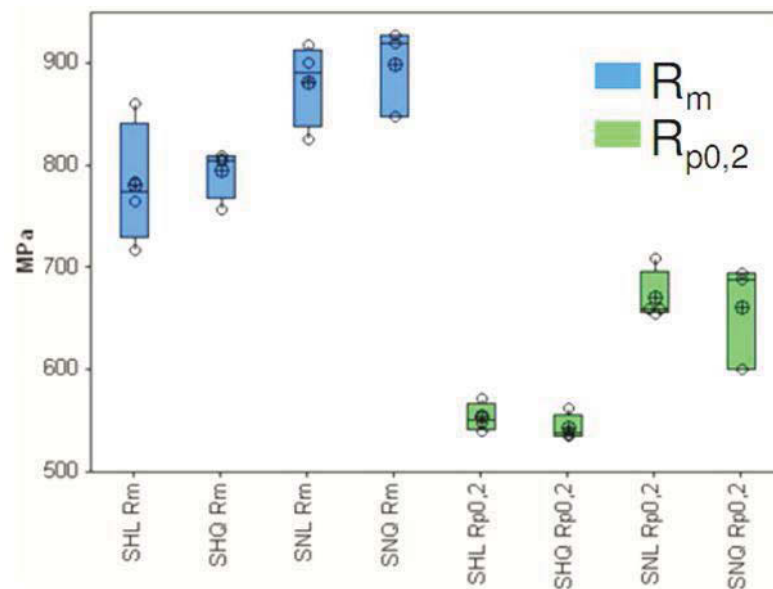


Abbildung 2-23: Einfluss der Faserorientierung und des Schwefelgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften [24].

Abbildung 2-24 stellt den Zusammenhang zwischen der Faserorientierung und den mechanischen Eigenschaften eines AFP-Stahles dar. Die Verformbarkeit des Stahles wird jedoch durch die Faserlage entscheidend beeinflusst. Sowohl die Bruchdehnung A als auch die Brucheinschnürung haben bei längsorientierten Fasern höhere Werte [24].

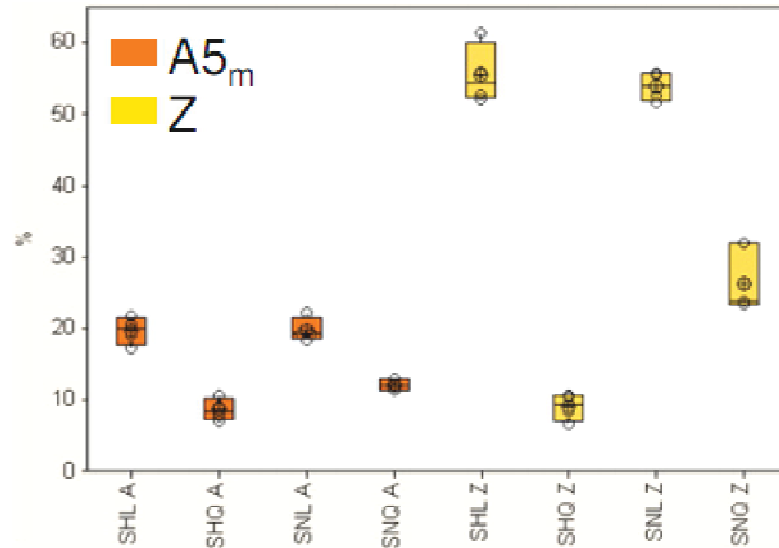


Abbildung 2-24: Einfluss der Faserorientierung und des Schwefelgehaltes auf die Bruchdehnung und Brucheinschnürung [24].

In Tabelle 10 sind die verwendeten Symbole für die Beschreibung des Zusammenhanges zwischen der Faserorientierung und den Seigerungen wiedergegeben. Dabei geht es primär um den A35 Stahl mit („dirty steel“) und ohne („clean steel“) Einschlüssen.

Aus Abbildung 2-25 wird ersichtlich, dass die Orientierung der Fasern im Zusammenhang mit den Seigerungsbändern einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften haben. So kann für ferritisch-perlitische Stähle gesagt werden, dass die Längsorientierung der Stähle bei Vorhandensein von Seigerungsbändern hinsichtlich der Wirkung auf die Zähigkeit und Streckgrenze sich positiv auswirkt.

Tabelle 10: Bezeichnung der Proben für reinen und unreinen Stahl mit und ohne Seigerungen.

	<u>BANDED</u>	<u>NOT BANDED</u>
<u>CLEAN STEEL</u>		
LONGITUDINAL	⊕	⊖
TRANSVERSE	⊕	⊖
<u>DIRTY STEEL</u>		
LONGITUDINAL	⊕	⊖
TRANSVERSE	⊕	⊖

Wohingegen bei einer Querorientierung diese verringert werden. Auch im Falle eines Stahles mit Einschlüssen ist dieser Trend zu verzeichnen.

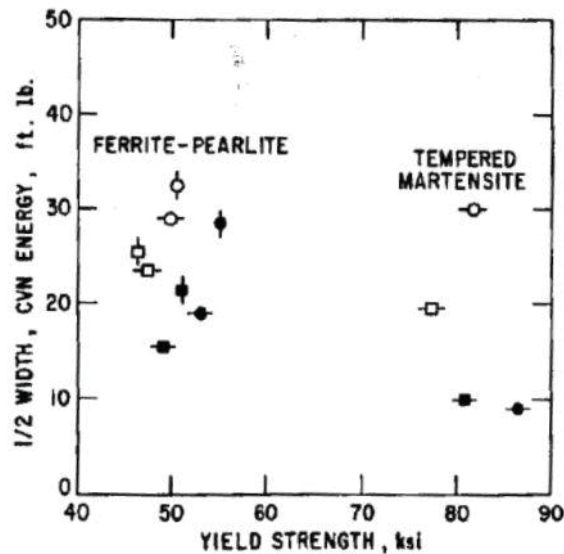


Abbildung 2-25: Einfluss der Seigerungen, Reinheit sowie der Orientierung der Proben auf die Kerbschlagarbeit bei 50 % Sprödbruchanteil [25].

2.5 Ergebnisse der Forschung und Entwicklung auf dem Gebiet der Seigerungen

Der Einfluss der Seigerungen insbesondere von Makroseigerungen auf die mechanischen Eigenschaften von Bauteilen spielt eine außerordentlich wichtige Rolle bei den Herstellungsprozessen sowohl für hochqualitative, schwere Schmiedeteile wie beispielsweise für die Rotorwellen von elektrischen Generatoren. Da es nicht möglich ist solche Gefügefehler durch Wärmebehandlung zu eliminieren, ist es entscheidend, diesen bereits im Vorstadium der Produktion zu reduzieren bzw. zu eliminieren.

2.5.1 Auswirkungen von Seigerungen auf die mechanischen Eigenschaften von Stählen

Wie im vorherigen Abschnitt erwähnt und gezeigt haben die Seigerungen im Zusammenhang mit mehreren Parametern bei der Fertigung von Stählen einen entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von Stählen. In der nachfolgenden Studie nach R.A. Grange werden sowohl die Eigenschaften hinsichtlich Zugbelastung als auch die Auswirkungen von Kerben näher beschrieben. Hierfür wurde ein Baustahl mit 0,25 % Kohlenstoff und 1,5 % Mangan verwendet, bei der Herstellung wurden zum einen gezielt starke Seigerungszeilen produziert und zum anderen wieder eliminiert, um anschließend ein Vergleich ziehen zu können. Die Seigerungen nehmen während der Erstarrung als eine

Folge der Temperaturdifferenz zwischen fester und flüssiger Phase zu. Dieses Phänomen ist insbesondere bei Stahlguss nicht zu vermeiden, obwohl es gelingt durch die Warmumformung diese etwas zu verringern, ist sie im bearbeiteten Produkt immer noch vorzufinden. Die abschließende Wärmebehandlung spielt bei der Entwicklung des Ausmaßes an Seigerungen im Baustahl eine wichtige Rolle [26, 27]. Die Behebung dieser Gefügeinhomogenitäten bedingt eine Behandlung bei höheren Temperaturen, wodurch das Auftreten einer Änderung der chemischen Zusammensetzung des Stahls nicht ausgeschlossen ist. Sulfideinschlüsse die in handelsüblichen Baustählen vorkommen, verändern dadurch ihre Form von einer langgestreckten, schädlichen zu einer Reihe von rundlichen, unschädlichen Partikeln. Eine Methode wonach durch eine kurzzeitige Behandlung bei hohen Temperaturen die Mikroseigerungen deutlich behoben werden wurde entwickelt. Durch diese Methode gelingt es eine Stahlsorte sowohl mit ausgeprägter Seigerung als auch ohne solche zu fertigen wobei nur unwesentliche Unterschiede hinsichtlich chemischer Zusammensetzung, Korngröße und Form der Einschlüsse auftreten [25].

2.5.2 Vorgangsweise und Werkstoffwahl sowie die Beschreibung der Gefügestruktur

Bei dieser Studie wurde eine Stahlzusammensetzung gewählt, dass sowohl als stark seigernd galt als auch die Klasse der Kohlenstoff- und niedriglegierten Stähle repräsentiert. Mangan ist bei diesen Stahlgütern immer vorzufinden und genügt auch der Bedingung stark zu seigern, insbesondere beim Baustahl. Das Phänomen des Auftretens von Seigerungszeilen ist in mäßigen, niedriglegierten Kohlenstoffstählen zu beobachten, insbesondere im Walzzustand kann davon ausgegangen werden, dass Ferrit und Perlit in etwa gleichen Verhältnissen vorliegen. Unter Bedachtnahme dieser Umstände wurde ein Stahl mit 0,25 % Kohlenstoff und 1,5 % Mangan zur Analyse herangezogen. Beim experimentellen Teil der Arbeit erfolgte für diesen Zweck das Einschmelzen und Gießen eines A35 Stahles in einem Vakuum-Ofen mit einem Zusatz von Graphit und elektrolytischem Mangan. Um handelsübliche Stähle repräsentieren zu können wurde auch Phosphor zulegiert. Des Weiteren wurden auch Schwefel und Silizium in die Schmelze eingebracht um gezielt Einschlüsse zu produzieren. Das Ergebnis dieser Gießprozesse lieferte jeweils zwei Stahl-Brammen, eines davon war als „rein“ zu betrachten, da nur wenige Einschlüsse vorlagen und eine andere „schmutzig“, da in dieser viele Einschlüsse erschienen, von denen Sulfide am meisten präsent war. In Tabelle 11 sind die chemischen Zusammensetzungen der beiden Brammen dargestellt [25].

Tabelle 11: Chemische Zusammensetzung der beiden Stahlsorten.

	C %	Mn %	P %	S %	Si %
Reiner Stahl	0,25	1,5	0,015	0,006	0,005
Unreiner Stahl	0,25	1,5	0,015	0,019	0,22

Beide Brammen wurden in ähnlicher Art und Weise auf 0,33 Zoll-dicke Platten warmgewalzt. Das Gefügebild der beiden Brammen vor- und nach dem Walzen ist in Abbildung 2-26 dargestellt, wobei die Mikrostruktur in beiden Platten hauptsächlich ähnlich war, mit Ausnahme von den Einschlüssen. Die dendritische Seigerung in den Brammen wurde durch das Warmwalzen auf die gewünschte zeilige Anordnung übergeführt. Es erfolgte anschließend ein Zuschneiden der Proben auf die Form von Rohlingen um entsprechende Zug- und Kerbproben zu fertigen. Die Hälfte der Prüfkörper wurde einer Wärmebehandlung für 10 min bei Temperaturen zwischen 1315 °C und 1345 °C unterzogen und anschließend mit Luft gekühlt um die Mikro-seigerungen zu beseitigen. Um die Wirkung dieser kurzzeitigen Normalisierung bei hoher Temperatur näher zu analysieren erfolgten Probenahmen jeweils vor- und nach der Behandlung die auf 900 °C wiedererhitzt und in Luft gekühlt wurden. Die Ergebnisse sind in Abbildung 2-27 dargestellt. Es ist festzuhalten, dass die Seigerungszeilen weitgehend beseitigt wurden und nur kleine Differenzen bezüglich Mikrostruktur für die beiden Stahlsorten „rein“ und „verschmutzt“ zu beobachten war. Durch diese Behandlung gelang es Stahl mit und ohne ausgeprägte Seigerungen zu analysieren und zu vergleichen [25].

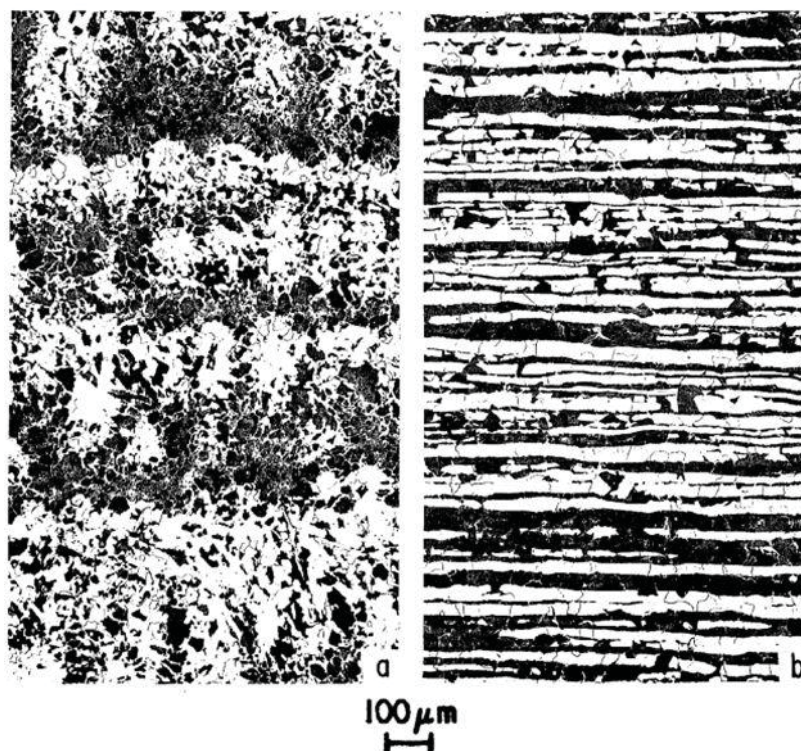


Abbildung 2-26: Gefügestruktur der beiden Brammen vor- und nach dem Walzen [25].

Die Wirkung der Beseitigung von Seigerungszeilen durch die kurzzeitige Diffusionsglühung bei hohen Temperaturen konnte nicht vollständig verstanden werden. Wie auch die Ergebnisse zeigen, kommt es bei den anschließenden Wärmebehandlungen zu keiner Rückbildung bzw. Rückkehr der Seigerungszeilen. Aus Abbildung 2-28 wird ersichtlich, dass bei den Stählen in welchen die Seigerungszeilen durch eine Hochtemperatur-Glühung behoben wurden, waren anschließend warmgewalzt oder auf einer anderen Art verformt worden und wieder austenitisiert. Festzuhalten ist auch, dass die Rückbildung von Seigerungszeilen größer ist als der Betrag der Verformung, wenn diese nennenswerte Größen erreicht. Daher muss das Muster der Seigerung die für das seigern der Legierungselemente verantwortlich ist, bestehen und ändert sich durch die Hochtemperatur-Glühung nur geringfügig. Dies kann durch die kurze Zeit erklärt werden, die für die Diffusion der Substitutions-Elemente zur Verfügung steht. Im Vergleich zu einem Stahl, der bei höheren Temperaturen lang genug homogenisiert wurde, ist daher zu erwarten, dass bei dieser beschriebenen Wärmebehandlung Mikroseigerungen auftreten werden. Diese sind jedoch gezielt hergestellt um mechanische Eigenschaften der beiden Stahlsorten vergleichen zu können, die sich nur hinsichtlich vorkommender Seigerungszeilen unterscheiden. Dieses Phänomen wird durch die Ofenkühlung von der Austenitisierungstemperatur verstärkt. Demzufolge wurden beide Stahlsorten auf 900 °C erhitzt und anschließend gekühlt um die erforderlichen Zug- und Kerbschlag-Proben herzustellen. Abbildung 2-29 stellt die Proben der reinen und unreinen Proben dar. Um die Mikrostruktur näher zu zeigen, erfolgten an drei zueinander senkrechten Ebenen der Proben Gefügebildungen, diese wurden anschließend zu einem 3D-Block zusammengefügt [25].

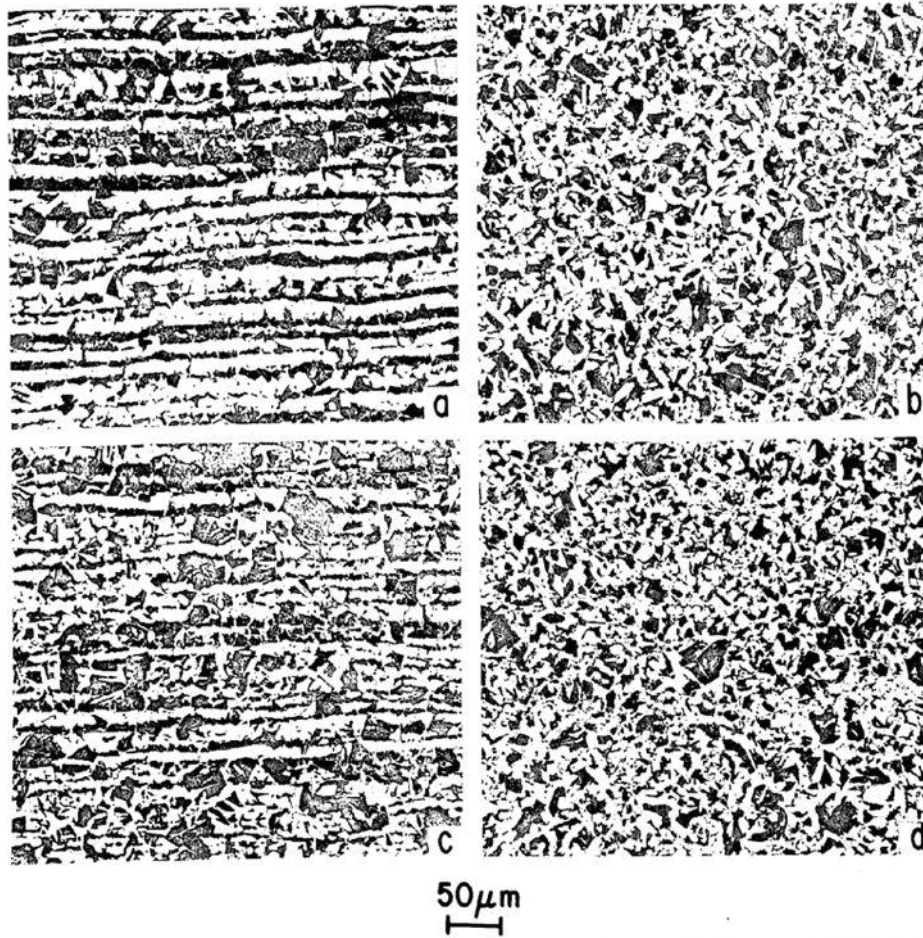


Abbildung 2-27: Gefügebilder der Stähle im normalgeglühten Zustand: a) reiner Stahl mit Seigerungszeilen, b) reiner Stahl ohne Seigerungszeilen, c) unreiner Stahl mit Seigerungszeilen, d) unreiner Stahl ohne Seigerungszeilen [25].

Die Oberseite befindet sich dabei in der Walzebene, die vordere und linke Seite liegen jeweils im Querschnitt der Platte in Längs- bzw. Querrichtung zur Walzrichtung. Die Gefügestruktur der warmgewalzten sowie geglühten Prüfkörpers weist signifikante Seigerungszeilen auf, siehe Abbildung 2-29 a. Es ist zu vermerken, dass jede Ebene ein unterschiedliches Erscheinungsbild aufweist, somit sind Inhomogenitäten der Werkstoffe nicht ausgeschlossen. Es ist festzuhalten, dass im Vergleich die bei hohen Temperaturen austenitisierte und angelassene Probe, Abbildung 2-29 b, nahezu in jede Ebene die gleiche Struktur aufweist, obwohl nur geringfügig Seigerungszeilen auftreten, kann diese Probe für praktische Zwecke als „frei“ von Seigerungen betrachtet werden. Weitere Proben wurden bei 900 °C austenitisiert und im Wasser zu Martensit abgeschreckt und anschließend für eine Stunde bei 650 °C angelassen. Diese hohe Anlasstemperatur wurde gewählt um die Differenzen bei den Härtewerten zwischen den beiden Probegruppen, nämlich die vollgeglühten und solche die abgeschreckt und danach angelassen wurden, gering zu halten.

Somit wird ermöglicht in der Nähe von signifikant unterschiedlichen Stellen der Proben was die Härtewerte betrifft, bei etwa gleichen Zugfestigkeiten, näher zu analysieren [25].

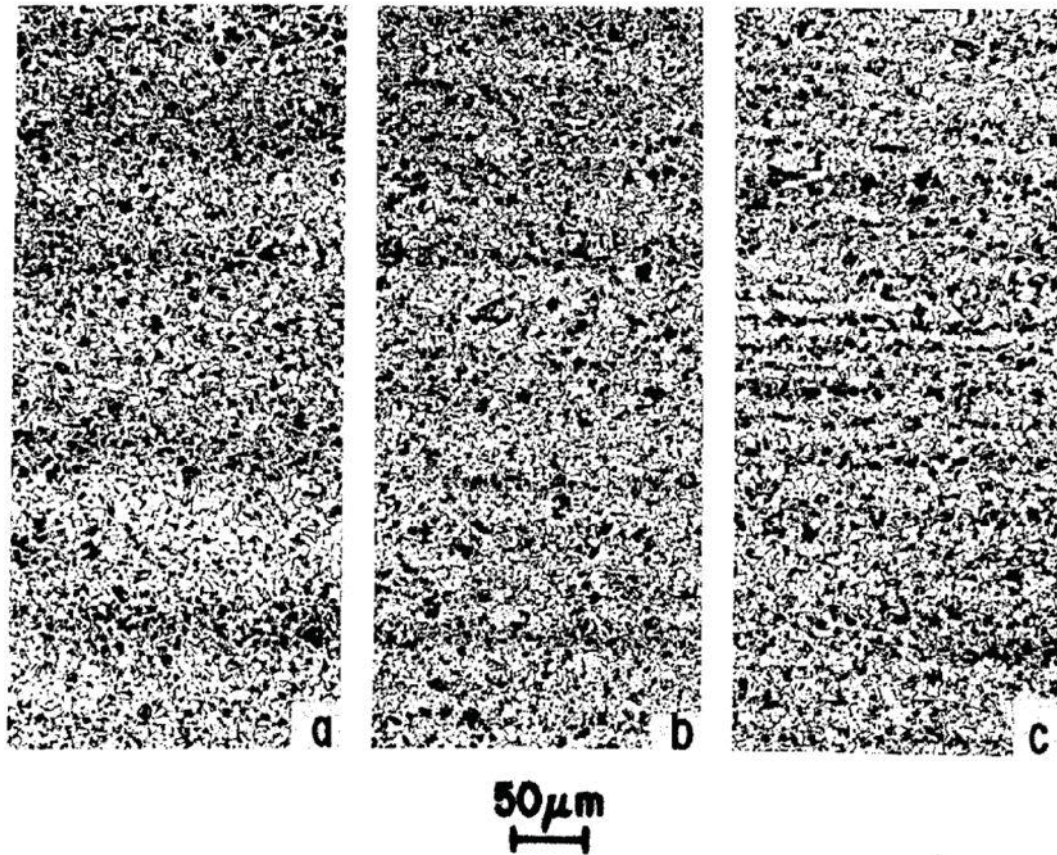


Abbildung 2-28: Rückbildung von Seigerungsbändern über eine warmgewalzte Probe deren Seigerungszeilen durch Hochtemperatur Normalglühen beseitigt wurden: a) zu 25 reduziert, b) zu 50 % reduziert, c) zu 70 % reduziert [25].

In ist die Struktur des angelassenen Martensit mit und ohne Seigerungszeilen dargestellt. Da nicht ausreichend Material zur Verfügung stand konnte nicht die ganze Versuchsreihe für die Untersuchung des Einflusses von Seigerungen auf die Quer- und Längsproben durchgeführt werden, dies erfolgte für die abgeschreckte und angelassene Probereihe lediglich in Querrichtung. Der reine Stahl beinhaltet nur geringe Einschlüsse und nur wenige sind in die Walzrichtung längsgestreckt. Hingegen ist im unreinen Stahl, zu der Silizium und Schwefel zulegiert wurde ein hohes Maß an Einschlüssen die zudem auch in Walzrichtung gestreckt vorlagen zu finden. Inhomogenitäten bezüglich der mechanischen Eigenschaften ist in der unreinen Schmelze zu erwarten, jedoch nicht in ausgeprägtem Maße in reiner Schmelze. Die 3D-Darstellungen aus Abbildung 2-29 wurden mittels gebrochenen Kerbschlappproben hergestellt. Bei langgestreckten Proben befindet sich hierbei die Kerbe vertikal in der linken Ebene. Bei Querproben liegt die Kerbe wiederum vertikal aber in der Frontebene [25].

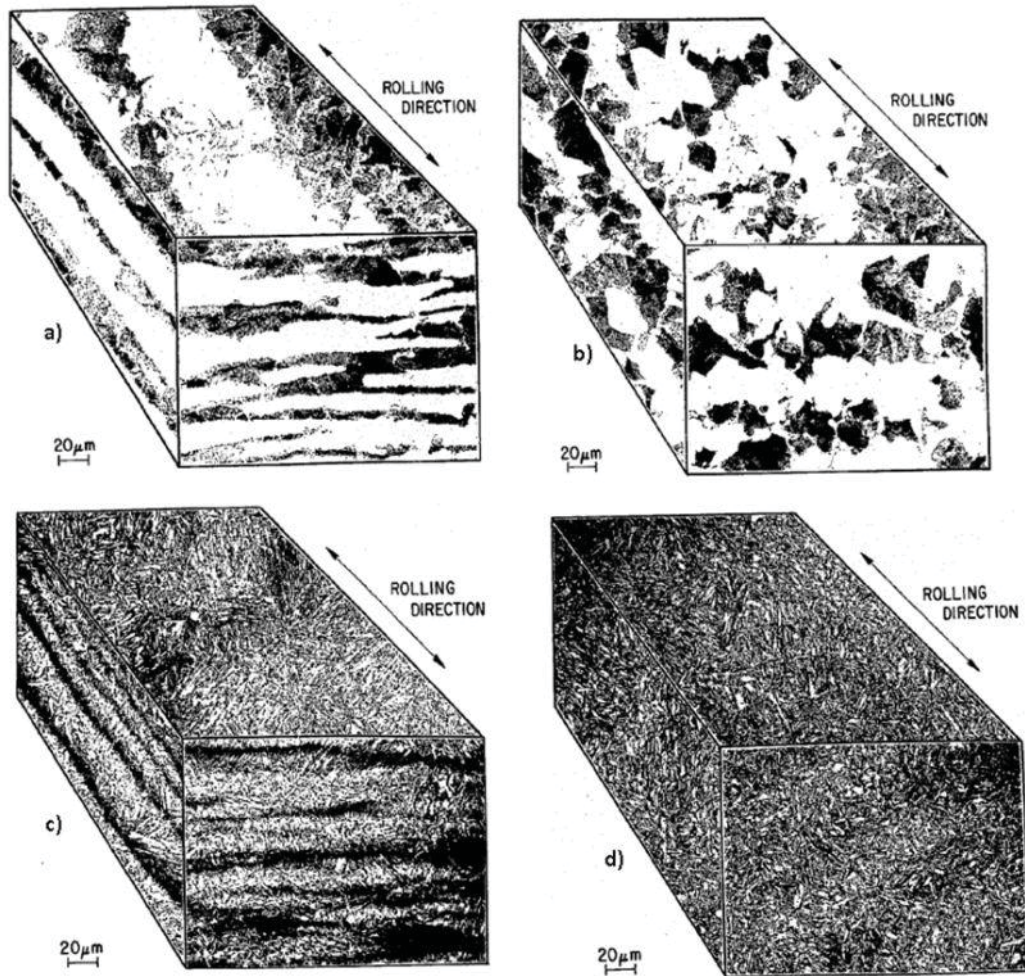


Abbildung 2-29: Mikrostruktur der Proben für die mechanische Untersuchung a) Vollständig gegläht mit Seigerungsbandern, b) ohne Seigerungsbander, c) bei 650 °C angelassener Martensit mit Seigerungszeilen d) ohne [25].

2.5.3 Versuchsergebnisse

Die Ergebnisse sind in den Abbildungen 2-31 bis Abbildung 2-33 dargestellt. Es werden hierbei die beiden Stahlsorten rein und unrein, somit also mit und ohne Seigerungszeilen miteinander verglichen. Die Daten des Zugversuches sind oberhalb des Diagrammes angeführt und die Kerbschlagwerte sind in Abhängigkeit von der Prüftemperatur aufgetragen. Die Daten veranschaulichen, dass Seigerungszeilen sowohl die Duktilität als auch die Zähigkeit reduzieren. Ein direktes Vergleichen der Ergebnisse ist durch die unterschiedlichen Festigkeitswerte und besonders der Streckgrenze aufwändig. Die Variation bezüglich der Festigkeit ist größer ausgefallen als erwartet, dies gilt insbesondere für Proben die die gleiche chemische Zusammensetzung und Mikrostruktur aufwiesen. Als ein Grund hierfür könnte das Auftreten von Makroseigerungen genannt werden, da nahezu die gesamte Platte

aus den Brammen für die Probenherstellung herangezogen wurde. Um eine zuverlässige Auswertung der Ergebnisse zu erzielen, ist es daher zweckmäßig den Effekt der unterschiedlichen Festigkeitsdifferenzen nicht zu berücksichtigen. Zur Veranschaulichung der Ergebnisse wurden die in Abbildung 2-30 dargestellten Symbole verwendet. Hauptziel dieser Studie ist es den Einfluss von Seigerungszeilen in einem reinen- und unreinen Stahl der gleichen Stahlsorte und gleicher Gefügestruktur jeweils für den reinen- und unreinen Zustand zu erforschen [25].

	BANDED	NOT BANDED
<u>CLEAN STEEL</u>		
LONGITUDINAL	⊕	⊕
TRANSVERSE	⊖	⊖
<u>DIRTY STEEL</u>		
LONGITUDINAL	⊕	⊕
TRANSVERSE	⊖	⊖

Abbildung 2-30: Verwendete Symbole für die Probenbezeichnung in Abbildung 2-31 [25].

Mit diesem Ansatz wurde davon ausgegangen den Einfluss der Einschlüsse auf die Anisotropie der mechanischen Eigenschaften der Stähle von den Auswirkungen der Seigerungszeilen auf diese getrennt betrachten bzw. untersuchen zu können. Es wurde darauf verzichtet zwei unterschiedliche Symbole jeweils für die zwei verschiedenen Gefügestrukturen einzuführen, da der Unterschied der Zugfestigkeiten für die Unterscheidung ausreichend war. In Abbildung 2-31 sind die Versuchswerte für den Zug- und Kerbschlagbiegeversuch wiedergegeben. Zu erkennen ist, dass durch die Seigerungszeilen die Zähigkeit sowohl in reinem als auch in unreinem Stahl herabgesetzt wird. Festzuhalten ist auch, dass weder die Streckgrenze noch die Zugfestigkeit durch das Auftreten von Seigerungszeilen entscheidend beeinflusst werden. Des Weiteren ergibt sich für den unreinen Stahl mit Seigerungszeilen ein nahezu sprunghafter Verlauf [25].

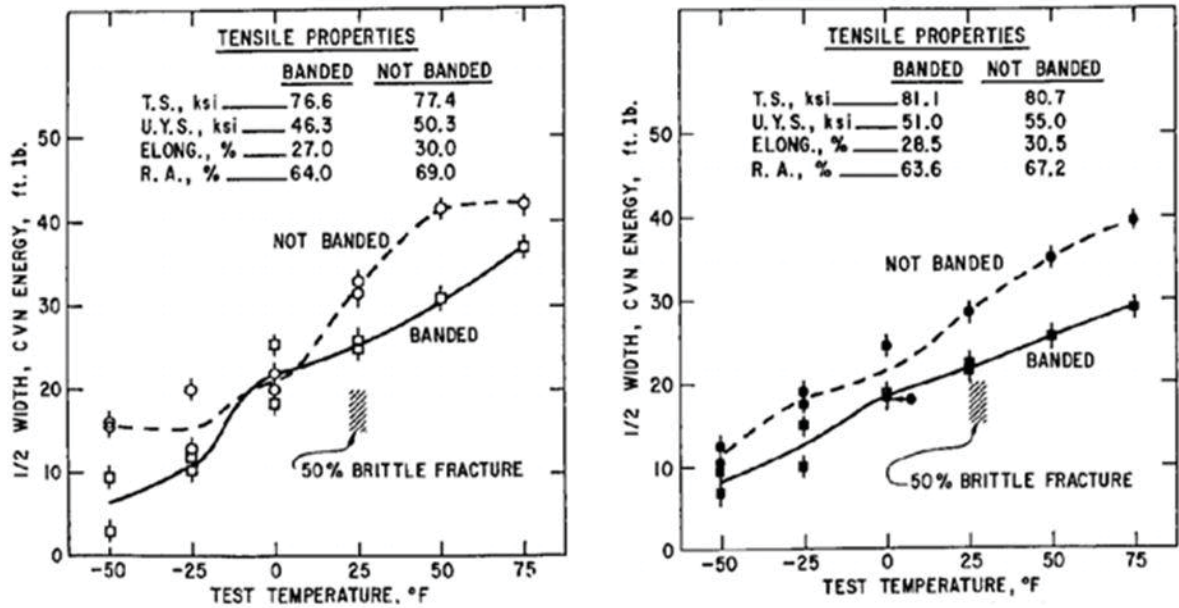


Abbildung 2-31: Längsproben gegläht, links: reiner Stahl rechts unreiner Stahl [25].

Obwohl der Schwerpunkt der Arbeit auf die Untersuchung der Seigerungszeilen basiert, können auch die Auswirkungen der Einschlüsse und der Orientierungen der Proben auf die Eigenschaften unter Zugbelastung und Kerbwirkung veranschaulicht werden.

In Abbildung 2-32 ist der Vergleich der Proben in Querrichtung dargestellt. Auffallend dabei ist, dass unreiner Stahl eine höhere Zähigkeit besitzt, sowohl mit als auch ohne Seigerungsbänder.

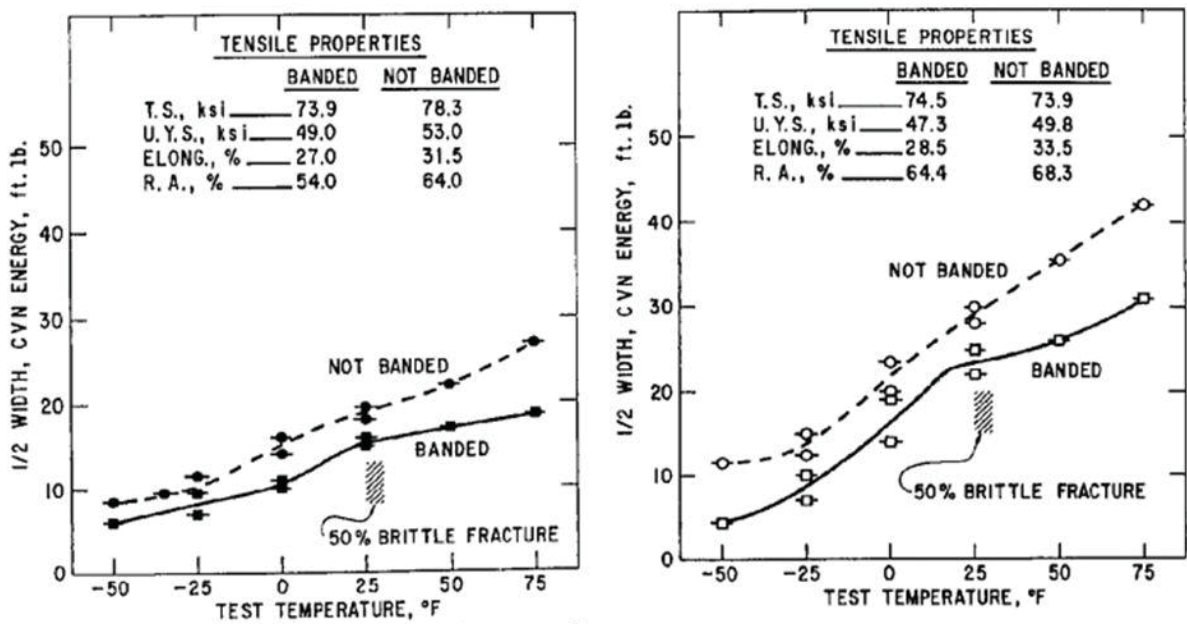


Abbildung 2-32: Querproben gegläht, links: reiner Stahl, rechts unreiner Stahl [25].

Abbildung 2-33 veranschaulicht die Ergebnisse für den reinen und unreinen Stahl dar, wobei die Proben querorientiert vorliegen, abgeschreckt und angelassen wurden. Der Einfluss des Gefügestandes bzw. der Wärmebehandlung kommt wieder verstärkt zum Vorschein. Der reine Stahl weist deutlich höhere Zähigkeitswerte auf und die Übergangstemperatur liegt auch wesentlich niedriger als beim unreinen Stahl. Dies könnte zum Teil auf die versprödet wirkende Einschlüsse nach dem Abschrecken zurückgeführt werden, die auch auf die Verformbarkeit der angrenzenden Phasen bzw. Körner nachteilig wirkt [25].

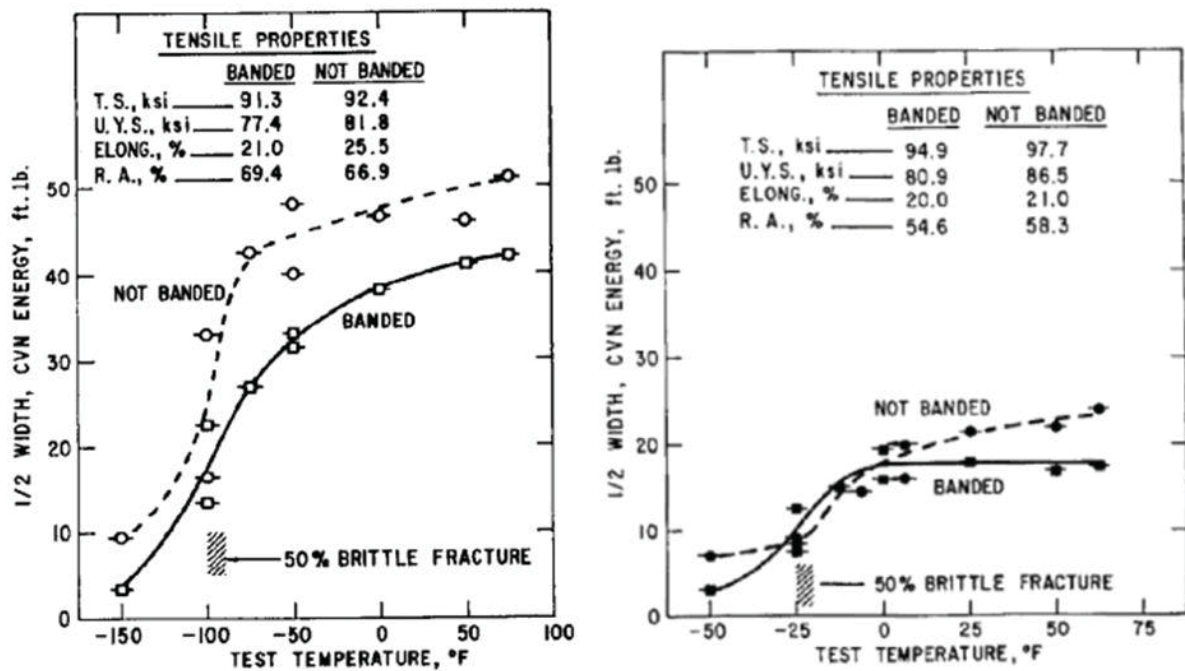


Abbildung 2-33: Querproben abgeschreckt und angelassen, links: reiner Stahl, rechts: unreiner Stahl [25].

Aussagen über die Streckgrenze

In Abbildung 2-34 ist die Streckgrenze über der Zugfestigkeit aufgetragen. Wie daraus hervorgeht ist eine Zunahme der Streckgrenze mit zunehmender Zugfestigkeit verbunden. Die strichlierten Linien zeigen, dass beim Vergleich der Zugfestigkeit mit der Streckgrenze oder anderen mechanischen Eigenschaften die Abweichungen dieser unter den Proben zu berücksichtigen sind.

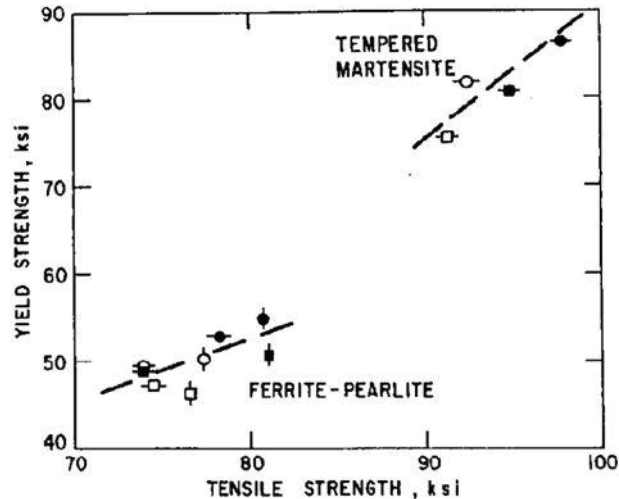


Abbildung 2-34: Streckgrenze als Funktion der Zugfestigkeit [25].

Es ist eine Streuung der Werte um die strichlerte Linie festzuhalten. Jedoch wird beobachtet, dass es keine signifikanten Abweichungen zwischen den runden Punkten (mit Seigerungszeilen) und quadratischen Zeichen (ohne Seigerungszeilen) um die Linie gibt. Somit lässt sich der Schluss ziehen, dass die mikrostrukturellen Entmischungen keinen entscheidenden Einfluss auf die Streckgrenze sowohl in ferritisch-perlitischem Gefüge als auch in angelassenem-martensitischem Gefüge haben. Es wird auch ersichtlich, dass die Streckgrenze weitgehend von den Einschlüssen nicht beeinflusst wird. Des Weiteren kann festgestellt werden, da die Längs- und Querproben mit ferritisch-perlitischem Gefüge durchmischt erscheinen, dass die Orientierung der Proben ebenso keinen ausgeprägten Einfluss auf die Streckgrenze hat. Zu vermerken ist auch, dass die Linie für den angelassenen Martensit eine höhere Steigung hat als für die mit ferritisch-perlitischem Gefüge. Dies lässt sich mit der Tatsache erklären, dass angelassener Martensit höheres Verhältnis an Streckgrenze/Zugfestigkeit hat als irgendeine andere Gefügeart [25].

Einfluss der Seigerungszeilen auf die Duktilität

In Abbildung 2-35 sind die Auswirkungen von Seigerungszeilen, Einschlüssen und Orientierung der Proben auf die Brucheinschnürung und Dehnung dargestellt. Es wird eine leichte Verringerung der Brucheinschnürung bei ferritisch-perlitischem Gefüge beobachtet wenn es zur Ausbildung von Seigerungszeilen kommt. Auffallend ist dabei ein außergewöhnlich niedriger Punkt, dieser kennzeichnet einen unreinen Stahl mit Seigerungserscheinung und Querorientierung. Eine Beseitigung der Seigerung führt daher bei dieser Probe zu einer erheblichen Verbesserung der Brucheinschnürung und deutet auf die schädliche Wirkung der Einschlüsse hinsichtlich der Verringerung der Brucheinschnürung in Querrichtung für ferritisch-perlitisches Gefüge hin. Im Falle des angelassenen Martensits

kann gesagt werden, dass die Seigerungszeilen in einem reinen Stahl in Querrichtung keinen wesentlichen bzw. schädlichen Effekt auf die Brucheinschnürung aufweist, sehr wohl aber für den unreinen Stahl. Hingegen wird die Dehnung nur geringfügig von den Seigerungszeilen, Einschlüssen und der Orientierungsrichtung der Proben beeinflusst, die Streuung der Werte sind in dieser Hinsicht sehr gering. Des Weiteren ist festzuhalten, dass im Zugversuch die Brucheinschnürung ein wesentliches Kriterium für die Beschreibung der Duktilität im Gegensatz zur Dehnung darstellt. Aufbauend auf dieser Erkenntnis ist der Wirkung von Einschlüssen hinsichtlich der Verringerung der Brucheinschnürung gegenüber der nachteiligen Auswirkungen von Seigerungszeilen auf diesen einen größeren Stellenwert einzuräumen, insbesondere wenn die Teile in Querrichtung orientiert vorliegen [25].

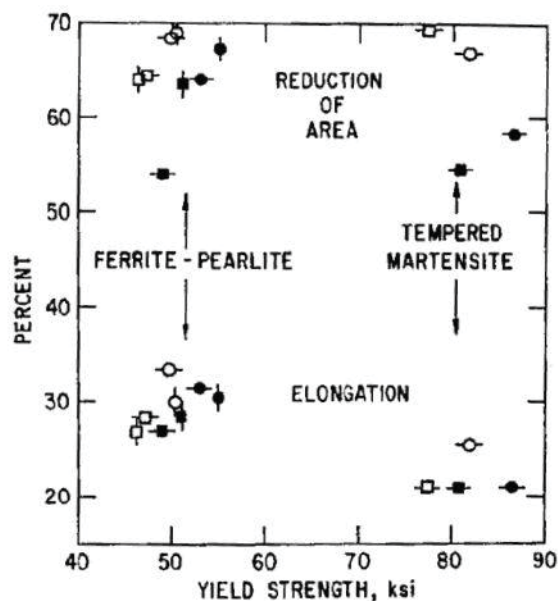


Abbildung 2-35: Auswirkung von Seigerungsbändern, Einschlüssen, Probenorientierung auf das Duktilitätsverhalten [25].

Auswirkungen von Kerben auf die mechanischen Eigenschaften

Die Bruchflächen der verschiedenen Kerbschlagproben wurden jeweils für die unterschiedlichen Prüftemperaturen analysiert und es erfolgte ein Abschätzen des Spröbruchanteils in Prozent. Die Ergebnisse reichten hierbei von 0 % für die höchste Temperatur bis zur 99 % für den niedrigsten Temperaturwert. Die Übergangstemperatur T_u wird zur Beurteilung der relativen Zähigkeit herangezogen und liegt bei 50 % Spröbruchanteil. Dieser Bereich ist bereits in den Abbildungen 2-31 bis Abbildung 2-33 durch schraffierte Flächen dargestellt. Zu vermerken ist, dass weder Seigerungszeilen, Einschlüsse noch die Orientierung der Proben einen entscheidenden Einfluss auf die Übergangstemperatur haben, jedoch ist der Anteil an absorbierte Energie bei dieser Temperatur von diesen Parametern abhängig. Für ferritisch-perlitische Gefüge beträgt die

Temperatur an der der Übergang stattfindet etwa $-4\text{ }^{\circ}\text{C}$ und für angelassenen Martensit ca. $-73\text{ }^{\circ}\text{C}$, dies deutet darauf hin, dass bei dieser Stahlsorte ein Einfluss der Seigerungszeilen auf die Übergangstemperatur vorherrscht. Die Bruchenergie ändert sich im Zusammenhang mit den Seigerungszeilen, Einschlüssen und der Orientierung der Proben je nach Anteil an spröd- bzw. duktilem Bruch. Für den Untersuchungszweck wurden jeweils Energien bei 0,- 50,- und 99 % Sprödbbruchanteil verglichen. In Abbildung 2-36 ist die Streckgrenze gegen die Kerbschlagarbeit bei 0 % Sprödbbruch aufgetragen. Es wird daraus ersichtlich, dass die Proben ohne Seigerungszeilen immer höhere Kerbschlagarbeit aufweisen als die dazugehörigen Proben mit mikrostrukturellen Entmischungen. Sowohl die Seigerungszeilen als auch die Einschlüsse reduzieren damit die Energie bei 0 % Sprödbbruch, besonders bei Proben mit angelassenem Martensit Gefüge ist dies zu beobachten. Die Kerbschlagarbeit ist bei Querproben im Allgemeinen niedriger als die für Längsproben, jedoch wurde für den reinen Stahl ohne Seigerungen festgestellt, dass in beide Richtungen etwa die gleiche Kerbschlagarbeit vorliegt, dies kann durch den mehr einflussreichen Effekt der Einschlüsse gegenüber den Seigerungen erklärt werden [25].

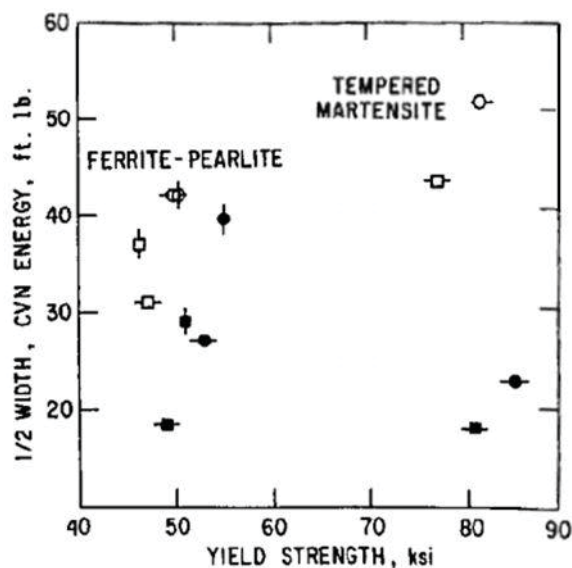


Abbildung 2-36: Einfluss der Seigerungen, Reinheit sowie der Orientierung der Proben auf die Kerbschlagarbeit bei 0 % Sprödbbruchanteil [25].

Die Kerbschlagarbeit der Proben bei einem Sprödbbruchanteil von 50 % ist in Abbildung 2-37 dargestellt. Die Verteilungsstruktur der Punkte ist im Gegensatz zu den Kerbschlagarbeiten bei 0 % Sprödbbruchanteil eher gleichmäßiger, obwohl die Energiedifferenzen viel schmaler ausfallen.

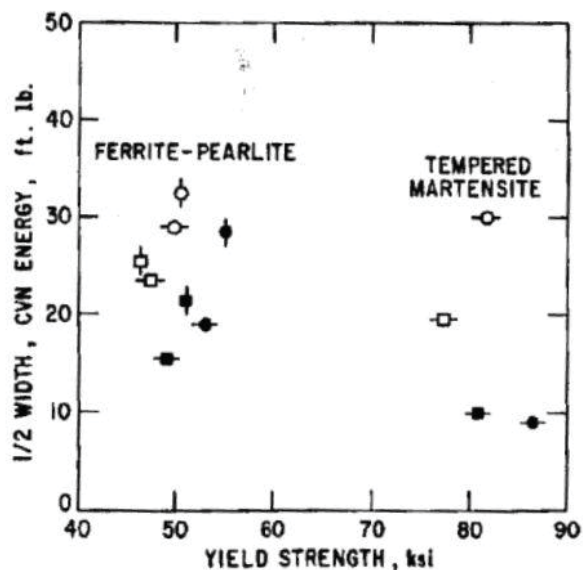


Abbildung 2-37: Einfluss der Seigerungen, Reinheit sowie der Orientierung der Proben auf die Kerbschlagarbeit bei 50 % Spröbruchanteil [25].

In Abbildung 2-38 ist die Kerbschlagarbeit für 99 % Spröbruchanteil dargestellt. Das Vorhandensein von Seigerungszeilen verringert diese. Es ist jedoch auch festzuhalten, dass die Einschlüsse, welche die Kerbschlagarbeit für den duktilen Bruch verringern, haben ebenso eine nachteilige Wirkung auf die Kerbschlagarbeit für den Spröbruch. Abschließend kann vermerkt werden, dass Querproben weniger Kerbschlagarbeit für den Bruch erfordern als Längsproben, dieses Verhalten kann zum Teil auf die Existenz von Seigerungszeilen zurückgeführt werden die Inhomogenitäten bei den mechanischen Eigenschaften der Stähle hervorrufen [25].

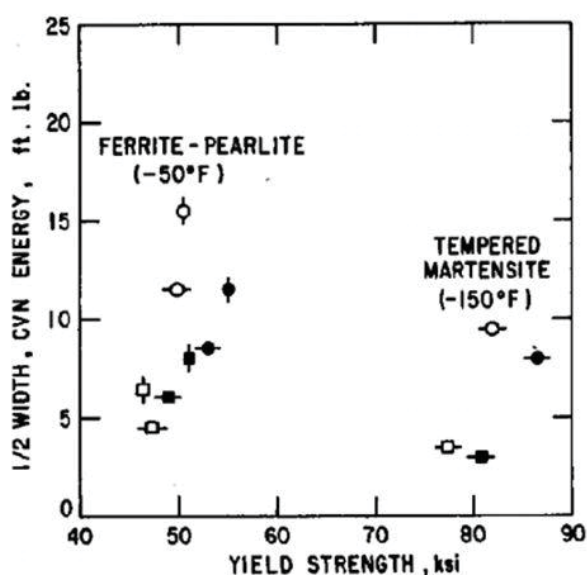


Abbildung 2-38: Einfluss der Seigerungen, Reinheit sowie der Orientierung der Proben auf die Kerbschlagarbeit bei 99 % Spröbruchanteil [25].

Zusammenfassung der Ergebnisse und Diskussion

Die völlige Beseitigung von mikrostrukturellen Entmischungen bzw. Seigerungen sind aus wirtschaftlichen Gründen nicht für alle Stahlgüten durchführbar. Es wurde in diesem Zusammenhang eine Möglichkeit dargestellt die sich durch eine einfache Wärmebehandlung für etwa 10 Min. bei 1315 °C und anschließende Luftkühlung auszeichnet, so dass die Seigerungszeilen weitgehend beseitigt werden, die jedoch nicht im Zusammenhang mit der Behebung des Gradienten der Legierungskonzentrationen betrachtet werden soll. Durch diese Behandlung wurden die Seigerungsblätter in zwei Stahlsorten von einer geteilten Schmelze beseitigt. Einer dieser Stahlsorte die gegossen wurde enthielt nahezu keine Einschlüsse, die andere hingegen zeigte einen bedeutenden Anteil an diesen. Die Ursache hierfür war, dass beim unreinen Stahl Silizium und Schwefel zugegeben wurden. Die dadurch verursachten Einschlüsse lagen zudem in Längsrichtung zur Walzrichtung gestreckt vor. Sowohl dieser längsverformter Gefügefehler als auch die Seigerungsblätter verursachen Inhomogenitäten hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften. Die negative Wirkung von geringfügig vorliegenden, gestreckten Einschlüssen auf die mechanischen Eigenschaften konnte durch die Behebung der Seigerungszeilen entscheidend verbessert werden. Es ist jedoch auch festzuhalten, dass durch die Entfernung dieser Blätter in einem Stahl, die viele in Längsrichtung verformte Einschlüsse erhielt, nur eine geringfügige Verbesserung hinsichtlich der existierenden Inhomogenitäten zu erzielen war. Somit kann die Aussage gemacht werden, dass sich die Beseitigung von Blättern oder Einschlüssen, je nach Ausmaß des vorhandenen „Gegenfehlers“ effektiv hinsichtlich der Verringerung von Anisotropie der mechanischen Eigenschaften einsetzen lässt. Es scheint, dass die Wirkung von ausgeprägten Seigerungsblättern weniger schädlichen Einfluss bezüglich der Inhomogenitäten in mechanischen Eigenschaften aufweist als vermehrt vorliegende Einschlüsse. Hinsichtlich der Zugfestigkeit und Streckgrenze ist zu vermerken, dass die Seigerungsblätter keinen entscheidenden Einfluss auf diese haben. Es wird auch keine Anisotropie der Festigkeitseigenschaften durch die Blätter beobachtet. Seigerungszeilen haben einen geringen Einfluss auf die Dehnung beim Zugversuch und verringern ebenso die Brucheinschnürung. Des Weiteren konnte festgestellt werden, dass die Seigerungsblätter besonders die Kerbschlagzähigkeit für den duktilen Bruch reduzieren [25].

2.5.4 Zusatz von Stahlkugeln zur Reduzierung von Makroseigerungen

Nach den Forschungsergebnissen von B. Sang, X. Kang, D. Li [10] ist die Reduktion von Makroseigerungen durch Zusatz von Stahlkugeln in die Schmelze mit bestimmter Zusammensetzung möglich. Wenn die Schmelze beim Gießen bis zu $\frac{1}{4}$ der Höhe des Gussblockhohlraumes erreicht hat, werden die Stahlkugeln zugesetzt. Das flüssige Metall

der untersuchten Blöcke ist von derselben Gießpfanne. Die Zusammensetzung ist in Tabelle 12 gezeigt [10].

Tabelle 12: Pfannenzusammensetzung von der Bramme [10].

C	Si	Mn	S	P	Fe
0.45	0.20	0.51	≤0.02	≤0.02	Balance

Jede der Blöcke wiegt 500 kg mit einer Barrenrundhöhe von 650 mm, mit einem oberen und unteren Durchmesser von jeweils 360 mm und 280 mm. Der Formhohlraum wurde mit 0,5-0,7 mm dicken Magnesitsteinen versehen um eine gute Isolierwirkung für die Barre zu erzielen. Die Form wurde auf 60 °C vorgeheizt um sämtliche Ausgasungen zu minimieren. Der Stahlblock wurde in grüner Sandform gegossen um die Erstarrungszeit von schwerem Blockguss in einer Metallform zu simulieren. Um sämtliche Gießfehler wie Gasblasen und Einschlüsse zu eliminieren wurde als Angusssystem natürliches druckdichtes Design verwendet. Diese ermöglichte eine sanfte Formfüllung ohne Lufteinschlüsse durch eine spezielle Boden-Gießtechnik mit einer Füllzeit von 30 s. Die Anschnittgeschwindigkeit lag natürlich über der kritischen Geschwindigkeit von 0,5 m/s aufgrund des hohen Angusses, somit wurde eine tangentielle Anströmung der Schmelze erreicht um Geplätscher zu vermeiden. Die Zusammensetzung der Stahlkugeln ist in Tabelle 13 wiedergegeben [10].

Tabelle 13: Zusammensetzung der zugesetzten Stahlkugeln [10].

C	Si	Mn	S	P	Fe
0.35	0.30	0.57	≤0.024	≤0.021	Balance

In Abbildung 2-39 ist die Verteilung des Kohlenstoffes entlang der Mittelachse der beiden Blöcke dargestellt. Es ist festzuhalten, dass der Block mit Zusätzen eine deutlich niedrigere Kohlenstoffseigerung aufweist. Es wird auch eine wesentlich feinere Mikrostruktur erhalten. Zudem werden auch die mechanischen Eigenschaften der Blöcke durch die zugesetzten Stahlkugeln verbessert [10].

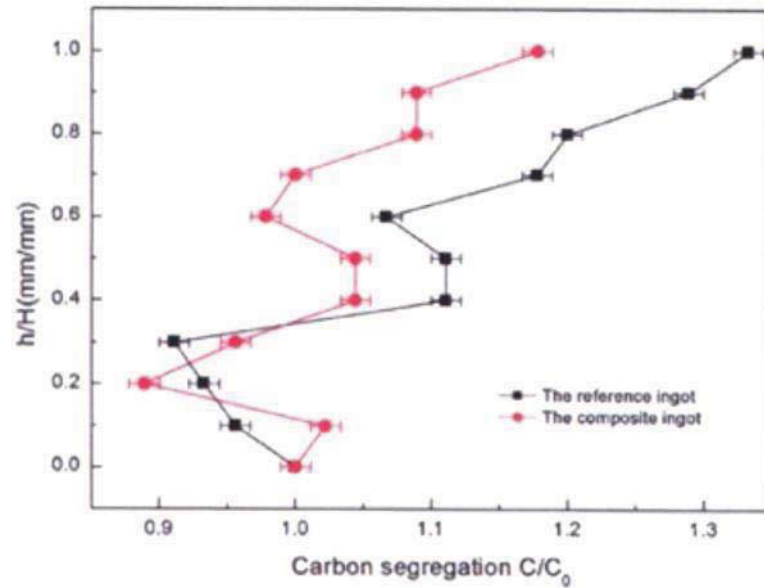


Abbildung 2-39: Seigerungsrate für Kohlenstoff entlang der Mittellinie für die beiden Blöcke, mit und ohne zugesetzte Stahlkugeln [10].

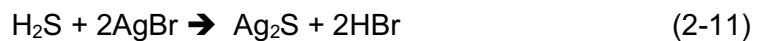
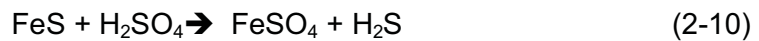
2.6 Angewandte Prüfmethode

Neben verschiedenen chemischen Ätzverfahren wie die nach Heyn-, Oberhoffer, gibt es den sogenannten Baumann Abdruck für das Feststellen von Seigerungen. Außerdem wird auch die Mikrosonde für diese Prüfzwecke eingesetzt. Es werden neue Methoden entwickelt mit denen die Messungen von Seigerungen leichter durchgeführt werden können. Hierzu zählt die Methode die mit einem Gradiometer-System arbeitet und im Folgenden näher erläutert wird.

2.6.1 Baumann Abdruck

Mit dieser Methode ist es möglich das Element Schwefel sowie dessen Verteilung im Stahl nachzuweisen. Dieses Verfahren wird vorzugsweise zum Nachweis von Seigerungen bei großen Gussteilen eingesetzt. Hierzu wird ein Foto oder Bromsilberpapier zunächst in verdünnter Schwefelsäure für 2 bis 3 Minuten getränkt. Die überschüssige Säure wird danach durch Abtropfen beseitigt. Darauffolgend wird das Papier auf die geschliffene und gereinigte Probe gepresst. Abhängig vom Schwefelgehalt der Probe ergeben sich Reaktionszeit zwischen 30 Sekunden bis zu 4 Minuten. Höhere Konzentrationen an Schwefel ergeben dabei durch die Sulfide eine kürzere Reaktionsdauer. Nach der Reaktion ist es wichtig, das Papier mit Sorgfalt von der Probenoberfläche zu entfernen, da sonst die Messung verfälscht wird. Nach dem Prüfen wird das Fotopapier gründlich unter Wasser

abgespült und mit einem herkömmlichen Fixiermittel für Fotopapiere für einige Minuten fixiert, danach gewässert und abschließend noch getrocknet. Der Messeffekt beruht darauf, dass es durch die Reaktion der Sulfide mit der Silberschicht zu einer Bräunung der Oberfläche kommt. Nach Abzug des Fotopapieres ist es möglich Analysen und Aussagen über das Ausmaß der Seigerungen zu machen. Folgende Reaktionsgleichungen sind dabei relevant [12]:



Wobei die Gleichung 2-10 für die Reaktion mit den Sulfiden und Gl. 2-11 den Stoffaustausch auf dem Fotopapier maßgeblich ist. In Abbildung 2-40 ist ein Baumannabdruck wiedergegeben [12].



Abbildung 2-40: Schwefelseigerungen nach Baumann [12].

2.6.2 Heynsche Ätzung

Bei diesem Verfahren nach Heyn wird ein Ätzmittel mit folgender Zusammensetzung verwendet [13]:

- 9 g kristallisiertes Kupferammonchlorid ($\text{CuCl}_2 \cdot \text{NH}_4\text{Cl} \cdot 2 \text{H}_2\text{O}$)
- 100 cm³

Diese Methode wird eingesetzt um die Phosphor und Schwefelseigerungen erkennbar zu machen. Dabei wird der Kupferniederschlag die sich auf der Probenoberfläche befindet mit etwas Kork unter Wasser weggerieben. Es ist zu beobachten, dass die Bereiche mit

Schwefel und Phosphorseigerungen sich dunkelbraun sichtbar machen. Das reine Eisen bleibt hingegen unberührt [13].

2.6.3 Ätzung nach Oberhoffer

Für die Ätzung nach dieser Methode wird ein Ätzmittel mit folgender Zusammensetzung gefordert [13]:

- 1g Kupferchlorid
- 30g Eisenchlorid
- 0,5g Zinnchlorid
- 42ml Salzsäure
- 500ml destilliertes Wasser
- 500ml Alkohol

Dieses Verfahren ermöglicht das Erkennen der Anreicherung von Phosphor, somit also den Faserverlauf. Dieser ist insbesondere bei Teilen die hohen Beanspruchungen unterliegen entscheidend da die Festigkeit sich nicht „homogen“ verhält. Senkrecht zur Faserrichtung wird eine höhere Festigkeit erzielt als in Querrichtung dazu. In Abbildung 2-41 sind die Faserverläufe sowie auch die Seigerungen zu erkennen [13].

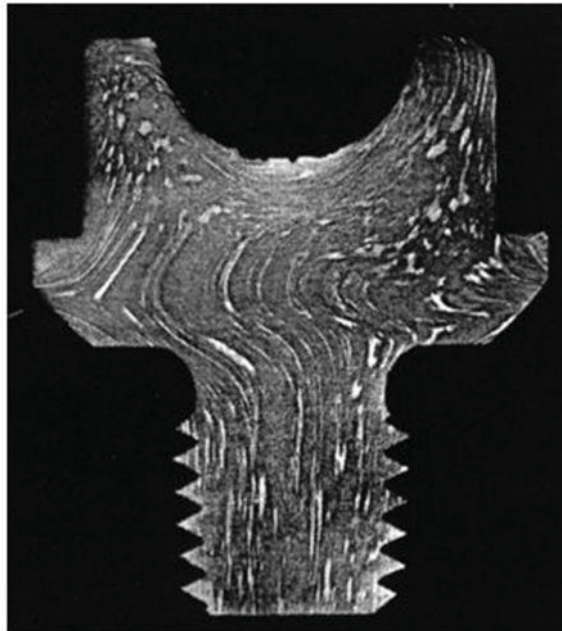


Abbildung 2-41: Faser- und Seigerungsverlauf bei angestauchten Schrauben, Oberhoffer Ätzung [13].

2.6.4 Mikrosonde

Bei diesem Verfahren kann entweder die wellenlängendispersive Analyse oder aber auch die energiedispersive Methode zum Einsatz kommen. In beiden Fällen wird durch Beschuss einer Probe mit Elektronenstrahl von der Probe eine charakteristische Röntgenstrahlung emittiert, die zur Analyse herangezogen wird. Die Nachweisgrenze liegt bei 0,01 Gew.-% [14].

Mechanismen auf der Probenoberfläche:

An der Oberfläche der Probe findet bei der Analyse eine Wechselwirkung zwischen dem Elektronenstrahl und der Oberfläche statt [15]:

- Absorption von Elektronen, messbar als Probenstrom. Probe muss hierfür leitend sein, i.d.R. wird dies durch Bedampfung mit Kohlenstoff realisiert.
- Rückstreuung der Elektronen lässt Schlüsse über die Topographie sowie der mittleren Ordnungszahl der Probe zu ziehen.
- Abbildung der Oberfläche durch sekundäre Elektronen
- Genauere Analysemöglichkeit durch Röntgenfluoreszenz
- Möglichkeit des Auftretens von Kathodenlumineszenz

2.6.5 Neue Entwicklungen, Gradiometer-System

Mit dem hochsensiblen Gradiometer-System von der Firma Systemforschung, das ein patentiertes thermoelektrisches Verfahren verwendet, werden die Seigerungen nicht nur an der Oberfläche des Bauteils sondern auch diejenigen erfasst, die weiter unterhalb liegen. Die Ermittlung erfolgt dabei berührungslos. Diese Methode ermöglicht auch die hochempfindliche Messung an Stellen selbst wo die magnetische Umgebung gestört ist. Somit lassen sich schnelle und sichere Messungen an den Werkstücken und Rohlingen durchführen. Der Verlauf des Meßsignals für eine Turbinenscheibe (Oberseite) ist in Abbildung 2-42 dargestellt. Der Verlauf lässt erkennen, dass es auch in anderen Bereichen der Scheibe Seigerungen existieren, da die Messwerte deutlich über dem Rauschpegel liegen [16].

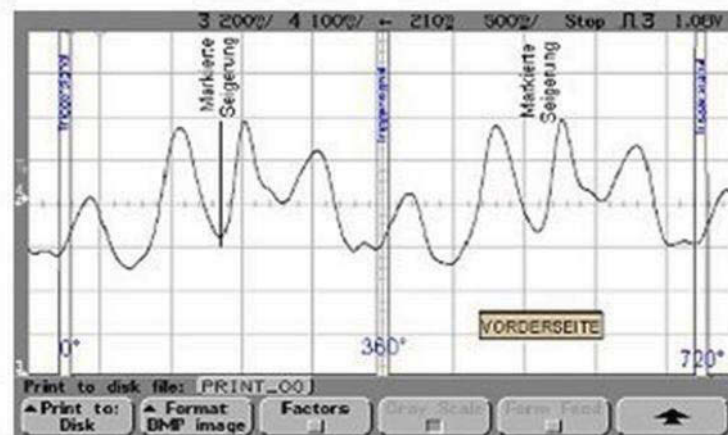


Abbildung 2-42: Meßsignal für eine Turbinenscheibe die durch Seigerungen entstanden ist (Oberseite) [16].

Der Trend der Messwerte für die Turbinenscheibe (Unterseite) ist in Abbildung 2-43 dargestellt. Hierbei ist festzuhalten, dass diese Fehlerart bis zu einer Tiefe von etwa 3 cm gut festgestellt werden kann [16].

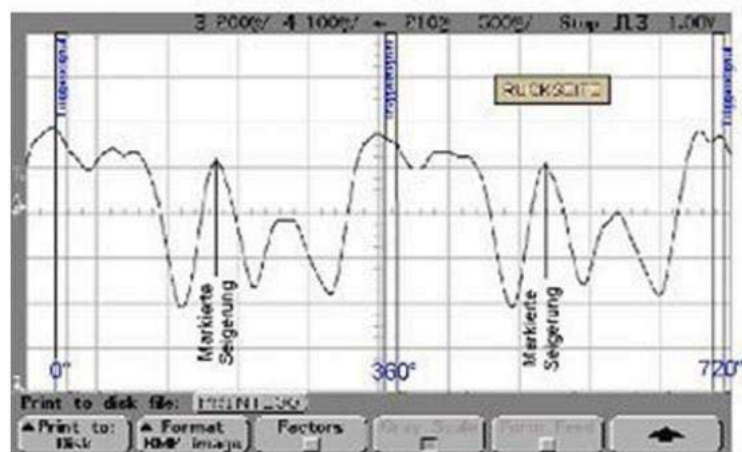


Abbildung 2-43: Verlauf der Messwerte für die Unterseite der Turbinenscheibe [16].

2.7 Maßnahmen zur Reduzierung der Seigerungen

Entsprechend der Seigerungsart sind verschiedene Vorkehrungen zu treffen um deren Entstehung bzw. Ausmaß zu verringern.

2.7.1 Schwereseigerungen

Bei dieser Art von Seigerungen empfiehlt es sich die Dauer der Erstarrung zu verkürzen, dies kann durch eine separate Kühlung (Kühleisen, Kühlkokillen) der Form und auch der Kerne erfolgen [3].

2.7.2 Elektromagnetisches Rühren (EMS)

Dabei geht es um die Reduktion von Seigerungen bei stranggegossenen Teilen. Es wird ein externes elektromagnetisches Dreh- oder Wanderfeld erzeugt. Dadurch wird die Fortbewegung des sich im flüssigen Zustand im Inneren der Strangschale befindendem Kern gewährleistet. Durch die entsprechende Schaltung und Aufstellung der Spulen können unterschiedlichste Strömungen realisiert werden, hierfür zählen vertikale, horizontale sowie auch Mischformen der beiden Strömungsarten [28].

In Abhängigkeit von Faktoren wie dem Ort des Rührens, Feldstärke, Drehrichtung, vorhandener Gehalt an flüssigem Stahl und deren Typ hat das EMS einen Einfluss auf den Reinheitsgrad, Qualität der äußeren Flächen der Produkte, sowie auf die Behebung der Spitzentemperaturen. Durch das Rühren in der Kokille bzw. nahe darunter wird beabsichtigt, die nichtmetallischen Einschlüsse leichter zur Abscheidung zu bringen und somit die Güte der Oberfläche des Stranges zu steigern [29]. Durch den Effekt des starken Rührens kommt es zur Beseitigung der hohen Temperaturen der Schmelze. Die Behebung von Temperatur- und Konzentrationsgradienten an der Erstarrungsfront geht auch damit einher. Die Gefügestruktur, Mittenseigerung sowie die Brückenbildung lassen sich durch das Rühren unter der Kokille von der Sekundärkühlzone (SKZ) bis zum Bereich der Enderstarrung positiv lenken. Durch das Rühren in der SKZ wird eine Erstarrungsstruktur für das Kerngefüge angestrebt, die nicht gerichtet ist bzw. globulitisch, feinkörnig ist [30, 31]. In Abbildung 2-44 sind die Verhältnisse beim Ablösen von Dendritenteilchen dargestellt. Das Abreißen von Dendritenteilchen an der Erstarrungsfront wird durch das Rühren in der Schmelze herbeigeführt. Diese bewirken das Entstehen von Keimen, wodurch es vermehrt zur Bildung von festen Kristallen kommt und somit eine globulitische Erstarrungsstruktur ermöglicht wird [32]. Die Funktion der Finalrührer besteht darin, die Brückenbildung zu unterbinden bzw. vorhandene wegzuscheren um ein kontinuierliches Fließen der Schmelze im Kernbereich zu ermöglichen. Der Forderung des Einsatzes von mehreren Rührern um die Brückenbildung zu unterdrücken ist nur mit erheblichen finanziellen Kosten nachzukommen, da diese eine Verteilung von mehreren Rührern über die ganze Stranggussanlage vorsieht. Des Weiteren ist in diesem Zusammenhang das Problem von Rührstreifen zu nennen, die oft ein Ergebnis des Rührens mit hoher Intensität darstellen. Durch den Baumann Abdruck kann dieser

Fehler sichtbar gemacht werden. Er äußert sich als ein weißer Streifen bei dieser Prüfmethode aufgrund von reduziertem Schwefelgehalt [33, 34, 35].

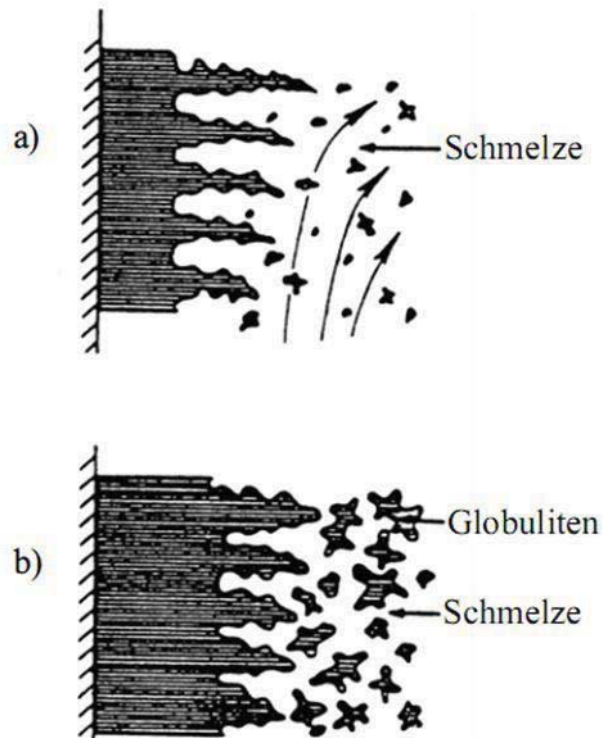


Abbildung 2-44: Vorgänge beim elektromagnetischen Rühren: a) Strömung reißt die Dendritenteilchen ab und befördert diese Richtung Schmelze b) Entstehung von Globuliten aus Dendritenteilchen [44].

2.7.3 Behebung der Seigerungen mittels MSR (Mechanische Soft-Reduction)

Bei dieser Methode wird durch das Walzen des noch zum Teil flüssigen Stranges, im Kernbereich des Stranges eine zur Gießrichtung entgegengerichtete Strömung realisiert. Dadurch wird derselbe Effekt wie beim EMS erzielt, dass die Dendritenteilchen zur Schmelze zurückbefördert werden und eine globulitische Erstarrungsstruktur im Kern hervorgerufen wird. Zusätzlich kommt es noch zu einer homogenen Verteilung der verschiedenen Legierungselemente im Stahl und zur Reduktion von Mittenseigerungen. Zum Walzen werden einzelne Gerüste verwendet. Anwenden lässt sich diese Methode sowohl an Brammenstranggießanlagen als auch an Dünnbrammengießanlagen [36].

2.7.4 Mikroseigerung

Im Folgenden werden die Maßnahmen für die Reduzierung der Mikroseigerungen erläutert, hierzu zählen [3]:

- Kontrolle der eingesetzten Stoffe hinsichtlich Begleit- und Spurenelemente.
- Prüfung der Eignung von Behandlungslegierungen.
- verzögerte Behandlung durch Impfen, dadurch ergibt sich eine feine Verteilung des Kugelgraphits und die Verarmung an Silizium an den Korngrenzen wird vermieden.
- Keine Aufnahme des Sauerstoffs durch zum Beispiel Pfannen die nicht vollständig getrocknet wurden.
- Vorkehrungen bezüglich der Form und Gießtechnik die eine Reduzierung der Erstarrungszeit zur Folge haben und auch die Abkühlgeschwindigkeit konstant lassen.

3. Experimentelle Untersuchungen

In diesem Abschnitt werden die durchgeführten Untersuchungen beschrieben und die Ergebnisse dargestellt. Der Umfang der Versuche gliedert sich in folgende Bereiche:

- Metallographische Untersuchung der reibgeschweißten Proben mittels REM (Rasterelektronenmikroskop) um die chemische Zusammensetzung der Proben zu bestimmen.
- Einfluss der verschiedenen Wärmebehandlungen auf das Seigerungsverhalten und auf die mechanischen Eigenschaften der Proben.
- Ermittlung mechanischer Kennwerte um den Einfluss der Seigerungen besser interpretieren und untersuchen zu können. Hierzu zählen der Zugversuch und Kerbschlagbiegeversuch.
- Auswirkungen der Breite der Seigerungszone auf die mechanischen Eigenschaften der Bauteile, hierfür wurde die Breite der Schweißnaht für alle Proben variiert.
- Des Weiteren wurden auch Härteprüfungen vorgenommen um speziell die Schweißnaht hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften besser charakterisieren zu können.

3.1 Vorgangsweise

Die Proben wurden mittels der TORA-Anlage hergestellt, hierbei handelt es sich um eine eigenständig am Lehrstuhl für Umformtechnik konzipierte Maschine für das Reibschweißen [37]. Nachdem die Proben reibgeschweißt waren, erfolgten die weiteren Untersuchungen. Hierfür wurden zunächst einige Härteaufnahmen durchgeführt, danach die Proben wärmebehandelt. Des Weiteren kamen die Ermittlungen der Konzentrationen von Kohlenstoff und der Begleitelemente mittels Mikrosonde über der Schweißnaht hinzu. Danach wurden die Kerbschlag- und Zugversuche durchgeführt.

3.1.1 TORA Reibschweißanlage

Das Verfahren des Reibschweißens wird verstärkt in der Automobil- und Luftfahrtindustrie eingesetzt [41]. Viele artfremde Werkstoffpaarungen die mit konventionellen Schweißtechniken nicht miteinander verschweißt werden können, lassen sich durch den Einsatz dieser Technik verschweißen. Die Vorteile dieses Verfahrens bestehen darin, dass

geringe thermische Energie in den Prozess eingebracht wird, ein hoher Automatisierungsgrad, sowie die Möglichkeit unterschiedliche Materialien verschweißen zu können. Des Weiteren lassen sich viele metallurgische Probleme des Schweißens verhindern, wie z.B. Versprödung der Schweißnaht, Wasserstoffversprödung und Verzug.

Das Reibschweißen gehört zu den Festkörperschweißverfahren. Die erforderliche Wärme für das Schweißen wird hierbei durch die Relativbewegung der zu fügenden Teile produziert. Bei dieser Methode wird die mechanische Energie direkt in die thermische Energie umgewandelt um die Schweißnaht herzustellen, ohne den Einsatz weiterer Wärmequellen. Im Allgemeinen wird ein Werkstück mit fester Position gegen einen rotieren Teil im Kontakt gehalten, der unter konstanter bzw. allmählich zunehmendem Druck steht, bis die Schweißtemperatur erreicht ist. Durch Einstellen der entsprechenden Parameter, wie Rotationsgeschwindigkeit, Axialkraft und Reibzeit wird ein Temperaturbereich erreicht, indem das Schweißen ermöglicht wird. Am Ende des Prozesses wird eine Axialkraft aufgebracht, dass die Schweißflächen in engen Kontakt bringt und somit durch Diffusion eine metallurgischen Bindung ermöglicht.

Das konstruierte Gerät stellt eine Kombination aus Torsionsversuch und Reibschweißanlage dar. Die direktangetriebene Maschine ist mit einem Servoantrieb versehen, der durch elektrische Frequenzen die erforderliche Rotationsgeschwindigkeit und Axialkraft regelt. Die Vorteile bei dieser Maschine bzw. dem Antriebsart sind, dass keine Bremsen und keine Kupplung notwendig sind. Darum kann gegen Ende der Reibphase sowie zu Beginn der Fügephase der Prozess innerhalb schmalen Toleranzen realisiert bzw. kontrolliert werden, was für die Qualität der Schweißstelle sehr wichtig ist. In Abbildung 3-1 ist die Anlage dargestellt.

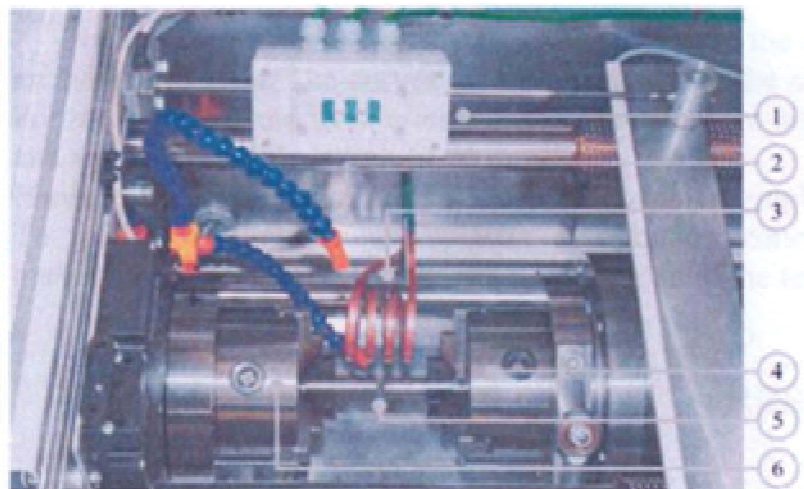


Abbildung 3-1: (1) Thermopaar Einheit, (2) Wasserkühlsystem, (3) Induktor, (4) feststehendes Futter, (5) Werkstücke, (6) rotierendes Futter [43].

Der Verlauf der einzelnen Prozessparameter in Abhängigkeit von der Zeit ist in Abbildung 3-2 veranschaulicht.

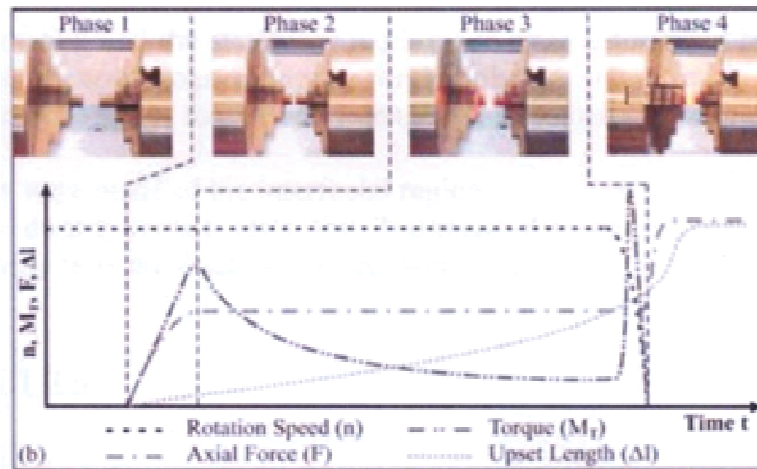


Abbildung 3-2: Verlauf der Prozessparameter über der Zeit [43].

3.1.2 Wärmebehandlungen

Um die Auswirkungen von verschiedenen Wärmebehandlungen auf die mechanischen Eigenschaften im Zusammenhang mit den Seigerungsändern näher untersuchen zu können wurden grundsätzlich zwei Behandlungen vorgenommen. Hierzu zählen das Normalglühen sowie das Diffusionsglühen. Des Weiteren wurden einige Proben auch zusätzlich weichgeglüht.

Normalglühen

Die Proben wurden nach den Versuchsplänen von Tabelle 14-Tabelle 16 bei 880 °C für 30 min. normalgeglüht. Als Grundlage hierfür wurden Auszüge aus dem Werkstoff-Datenblatt von der Firma Saarstahl herangezogen.

Diffusionsglühen

Die Berechnung der Mindestglühdauer für das Diffusionsglühen erfolgte nach Gl. 3-1 in [38]. In Abbildung 3-3 sind die Verhältnisse für die Diffusion an einer Schweißnaht dargestellt. Für den Untersuchungsumfang ist das Auftreten von Diffusionsvorgängen bedeutend um Aussagen über den Einfluss von Seigerungsändern treffen zu können. Wobei für die Diffusionskonstante mit dem Wert von $450 \cdot 10^{-13} \text{ m}^2/\text{s}$ für die Diffusion des Kohlenstoffs bei 1100 °C in Eisen gerechnet wurde. Mit $c_1 = 0,35 \%$ und $c_2 = 0,15 \%$ und Eindringtiefe 1 mm ergibt sich etwa eine Glühdauer von mind. 1,5 h. Um eine befriedigende Teilchenwanderung

zu erreichen wurden die Proben bei 1100 °C für eine Zeitspanne von 2,5 h im Ofen behandelt.

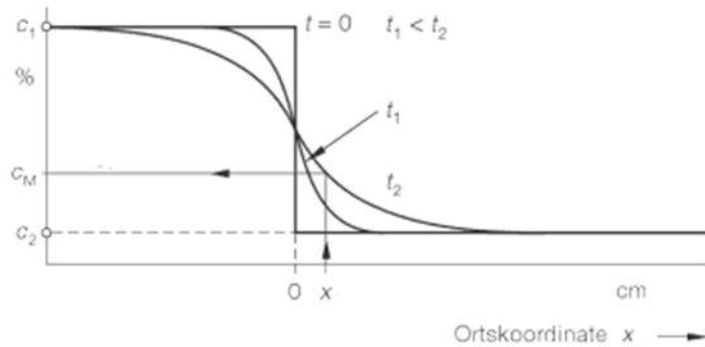


Abbildung 3-3: Verhältnisse an der Schweißnaht bei der Diffusion [38].

$$c_{(x,t)} = \left(\frac{c_1 + c_2}{2} \right) - \left(\frac{c_1 - c_2}{2} \right) \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2 \cdot \sqrt{D \cdot t}} \right) \quad (3-1)$$

3.2 Experimentelle Untersuchungen

In Abbildung 3-4 sind die Anordnungen der drei Versuchsreihen samt verwendete Werkstoffpaarungen wiedergegeben. Das Ziel dieser Studie ist die Ermittlung der Auswirkungen von Seigerungsbandern im Zusammenhang mit verschiedenen Versuchsparametern auf die mechanischen Eigenschaften in Stählen. Hierfür wurden unterschiedliche Versuchsparameter variiert wie z.B. die Wärmebehandlung, Schweißnahtdicke sowie der Kohlenstoffgehalt. Um genauere Informationen über die Seigerungsbander zu erhalten, wurden Härtetests, metallografische Schliffe, Zugversuche sowie Kerbschlagbiegeversuche durchgeführt.

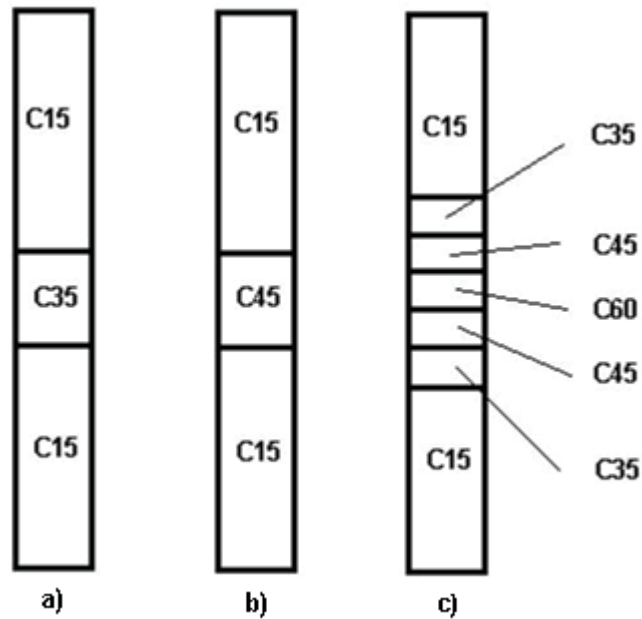


Abbildung 3-4: Anordnung der drei Versuchsreihen a) 1. VR b) 2. VR und c) 3. VR.

1. Versuchsreihe

In Tabelle 14 ist die Versuchsmatrix für die 1. Versuchsreihe dargestellt. Im Rahmen der Versuche wurden die Einflüsse verschiedener Faktoren auf den Seigerungsprozess berücksichtigt und variiert. Die Zähigkeit der Verbindung wurde an unterschiedlichen Temperaturen gemessen. Die Zahl in der Klammer neben der Probennummer drückt die Dicke der Schweißnaht aus, ein Pluszeichen steht für eine Kerbschlagprobe wo die Kerbe außermittig angesetzt ist.

Tabelle 14: Versuchsplan für die 1. Versuchsreihe.

Kerbschlagproben			Zugproben	
Normalgeglüht	Diffusionsgeglüht	ohne Wärmebehandlung	Normalgeglüht	Diffusionsgeglüht
P7 (3)	P3(5)	P6(1)	P1 (4)	P2 (2)
P27(3)	P30(5)	P31(1)	P4 (2)	P32 (5)
P28(3)+				
P29(3)+				
P19(10)+				
P20(7)+				

Abbildung 3-5 zeigt die Lage der Kerbe für die Proben P19 und P20, wobei die roten Linien die Position der Schweißnaht darstellen.

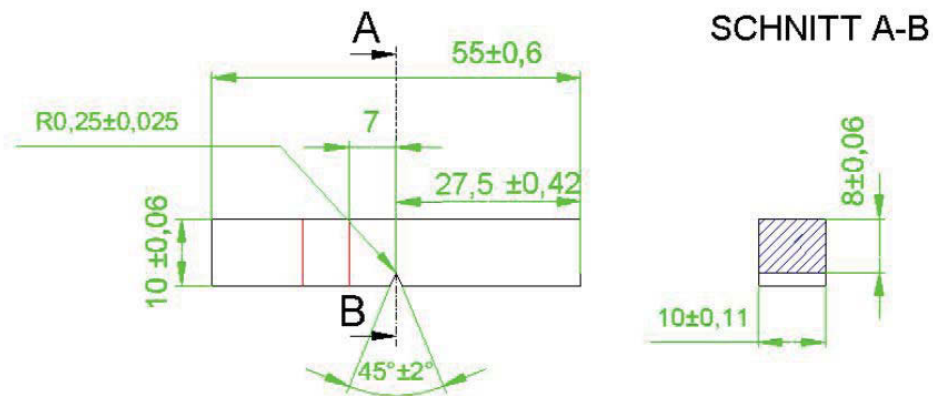


Abbildung 3-5: Kerblage der Proben 19 und 20.

Die Abmaße der Kerbschlagproben P28 und P29 sind in Abbildung 3-6 dargestellt. Die Kerbe befindet sich hierbei 4 mm von der Schweißnahtkante entfernt, im Bereich der WEZ.

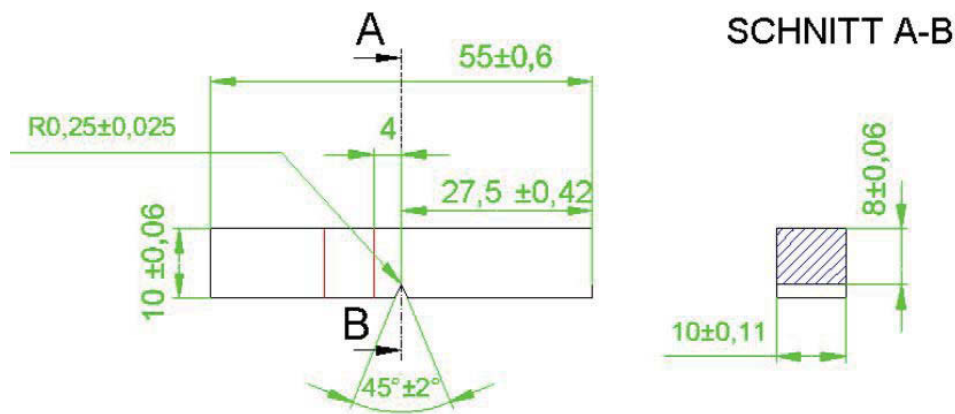


Abbildung 3-6: Kerblage der Proben 28 und 29.

2. Versuchsreihe

Die Anordnung der Proben für die Versuchsreihe ist in Tabelle 15 dargestellt. Bei dieser Werkstoffkombination wurde für die verschweißte mittlere Schicht C45 eingesetzt. Es sollte bei dieser VR untersucht werden, inwiefern der höhere Kohlenstoffgehalt sich auf die mechanischen Eigenschaften der Verbindung im Zusammenhang mit den Seigerungen auswirkt und wie die verschiedenen Parameter den Prozess beeinflussen, hierfür zählen die Unterschiede in der Wärmebehandlung sowie die Dicke der Schweißnaht.

Tabelle 15: Versuchsplan für die 2. Versuchsreihe.

Kerbschlagproben			Zugproben	
Normalgeglüht	Diffusionsgeglüht	ohne Wärmebehandlung	Normalgeglüht	Diffusionsgeglüht
P9 (3)	P8(1)	P10(5)	P14 (4)	P12 (1)
P33 (3)	P36(1)	P37(5)	P13 (2)	P38 (7)
P34(4)+				
P35(4)+				
P21(7)+				
P22(9)+				

In Abbildung 3-7 sind die Abmäße für die Kerbschlagproben P34 und P35 dargestellt. Die Kerbe wurde hierbei genau an die Kante der Schweißnaht gesetzt.

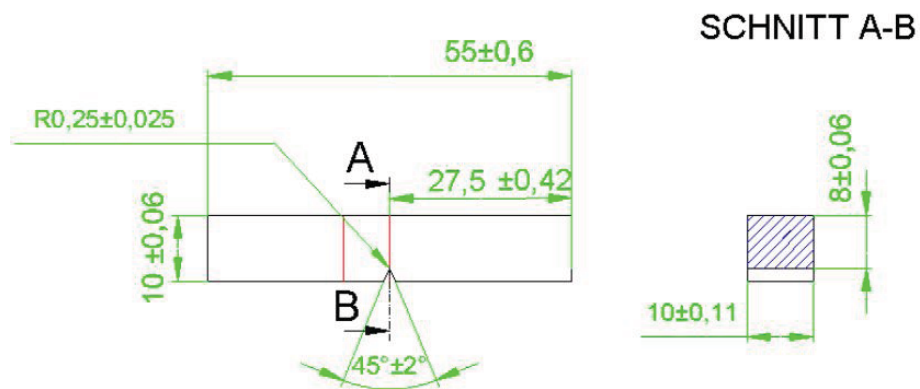


Abbildung 3-7: Kerblage der Proben 34 und 35.

Die Zeichnung für die Fertigung der Proben ist in Abbildung 3-8 veranschaulicht. Die Kerbe befindet sich hierbei 2 mm innerhalb der Schweißnaht.

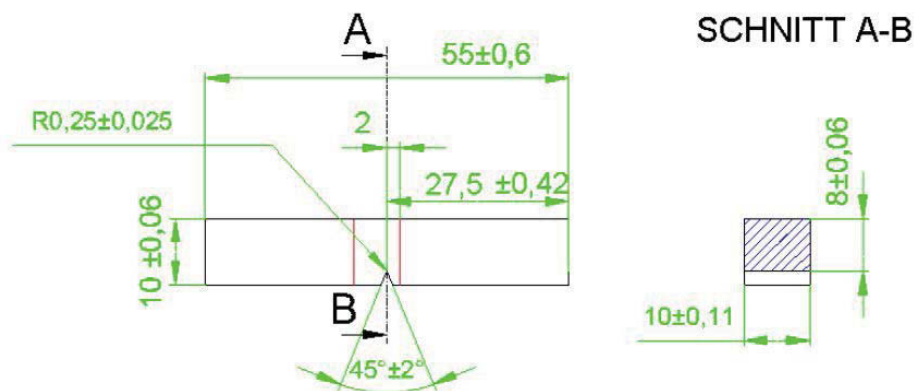


Abbildung 3-8: Kerblage der Proben 21 und 22.

3. Versuchsreihe

In Tabelle 16 ist die Versuchsanordnung für die dritte Versuchsreihe dargestellt. Die Feststellung der Verteilung des Kohlenstoffes entlang mehrerer Schichten und die damit im Zusammenhang stehende Dicke der Seigerungsbänder, sowie deren Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften sollen durch Variation von Wärmebehandlungsart und Dicke der Schweißnaht näher untersucht werden.

Tabelle 16: Versuchsplan für die dritte Versuchsreihe.

Kerbschlagproben		Zugproben
Normalgeglüht	Diffusionsgeglüht	Normalgeglüht
P23 (3)+	P15 (1)	P16 (2)
P26(1)+	P17 (1)	P18 (7)
P24 (7)+		
P25(9)+		

In Abbildung 3-9 ist die Lage der Kerbe für die Proben P23 und P26 dargestellt. Die Kerblage befindet sich hierbei im Bereich der WEZ.

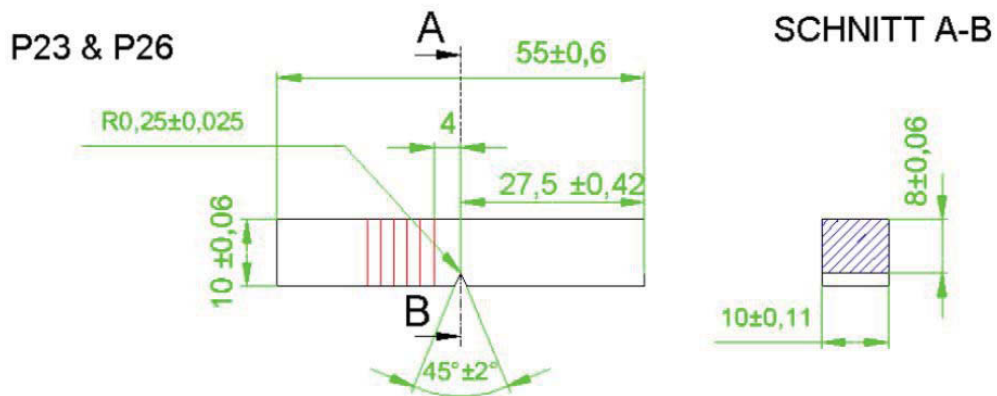


Abbildung 3-9: Kerblage der Proben P23 & P26.

Abbildung 3-10 stellt die Lage der Kerbe für die Proben P24 & P25 dar. Die Kerbe wurde 2 mm innerhalb der Schweißnaht angesetzt.

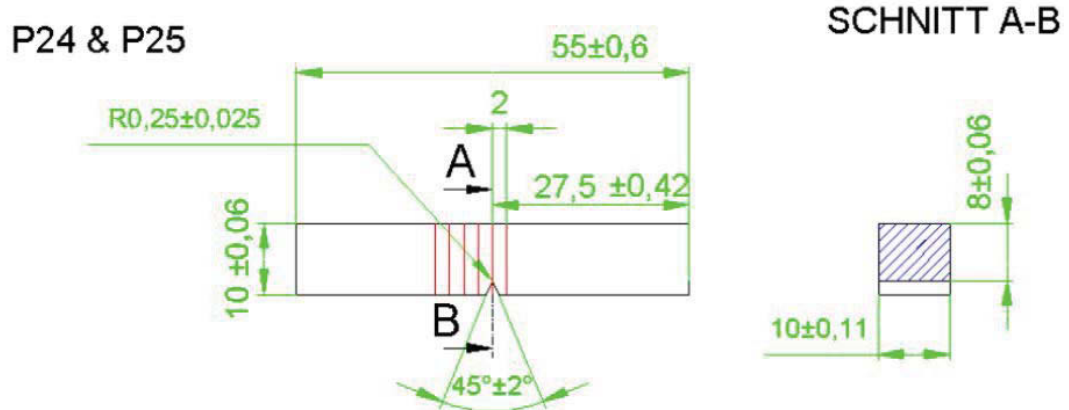


Abbildung 3-10: Kerblage der Proben P24 & P25.

3.3 Versuchsparmeter

Die Versuchsreihen bestehen aus unlegierten Stählen mit folgenden Komponenten: C15, C35, C45 und C60. Durch die Variation des Kohlenstoffgehaltes sollte der Einfluss von der Breite der Seigerungsbänder auf die mechanischen Eigenschaften näher beschrieben werden. Die ersten beiden Serien bestehen jeweils aus sieben Stücken wovon vier als Kerbschlagproben und drei als Zugproben vorbereitet sind. Die letzte Probenreihe besteht aus vier Stücken zu je zwei Zug und Kerbschlagproben. Die Nummerierung der Proben erfolgte nach dem Muster P1, P2 usw. Die erste Serie besteht aus C 15, C 35, die zweite aus C 15 und C 45 und die dritte enthält C 15, C35, C45 und abschließend C 60. Folgende Proben zählen zu den Zugproben aus der 1. Versuchsreihe: P1, P2 und P4 die restlichen sind Kerbschlagproben. Aus der zweiten Serie gehören hierzu: P12, P13 und P14. Abschließend beinhaltet die dritte Versuchsgruppe P16 und P18 als Zugproben, P15 und P17 als Kerbschlagproben.

3.3.1 Abmessungen der Proben für den Zugversuch

Die Fertigung der Zugproben für die ersten beiden Versuchsreihen erfolgte nach Abbildung 3-11. Zu vermerken ist, dass keine Proportionalprobe verwendet wurde, da die Dicke der Schweißnaht hierfür zu klein war und sich eine allzu große Versuchslänge ergeben würde, die dem Analysebereich der Probe nicht entsprochen hätte.

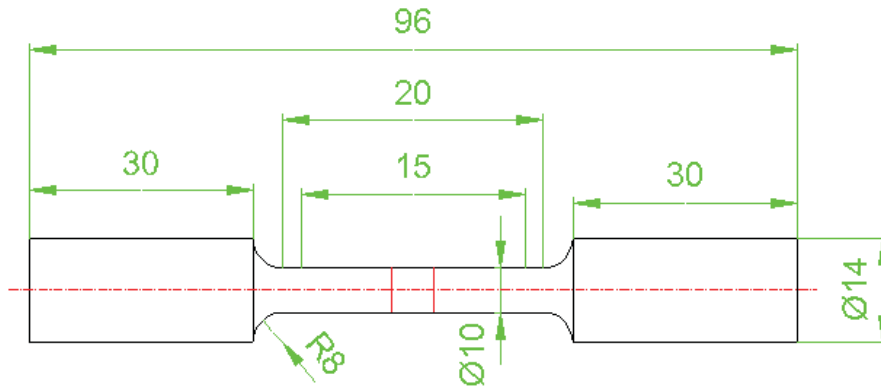


Abbildung 3-11: Abmessungen der Zugproben für die ersten beiden Versuchsreihen.

In Abbildung 3-12 sind die Abmaße der Zugproben für die dritte Versuchsreihe dargestellt. Hier wurde ebenso kein Proportionalstab verwendet, da der Messbereich unter solchen Bedingungen nicht sinngemäß in die Versuchslänge eingebettet werden konnte.

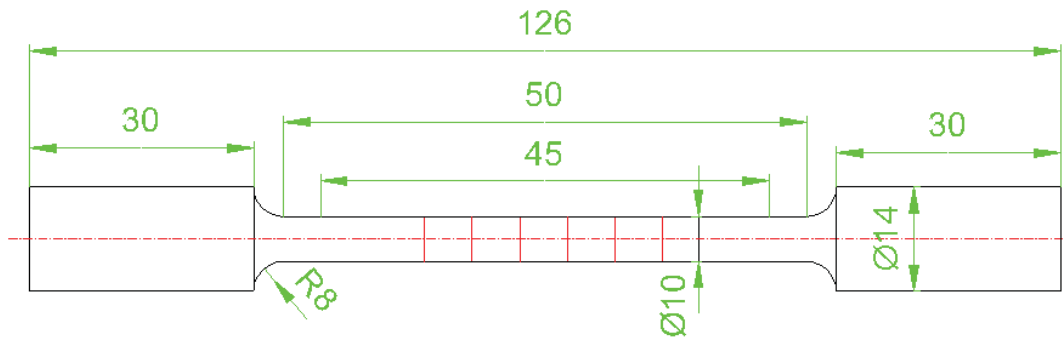


Abbildung 3-12: Abmessungen der Zugproben für die ersten beiden Versuchsreihen.

In Tabelle 17 sind die Versuchsparameter für die reibgeschweissten Proben dargestellt. Grundsätzlich wurden alle Proben mit gleichen Einstellungen geschweißt mit Ausnahme der angeführten Prüfkörper. Die Drehzahl wurde mit 2000 U/min gewählt.

Tabelle 17: Versuchsparameter für das Reibschweißen.

	Reibkraft [kN]	Reibzeit [s]	Fügekraft [kN]	Fügezeit [s]
Alle Proben	8	6	14	4
P15	5	7	14	4
P16	5	9	14	4
P17	3	11	14	4

In Tabelle 18 sind die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ einiger C15-Proben wiedergegeben. Festzuhalten ist dabei, dass keine signifikanten Unterschiede durch die verschiedenen Parameter beim Reibschweißen entstanden sind. Die Werte schwanken zwischen 10 – 15 s. Da die Ablesung

der Proben aus dem kontinuierlichen ZTU-Schaubild nur entlang der eingezeichneten Abkühlkurven zu erfolgen hat und die Differenzen nicht allzu groß sind ergeben sich für die Proben eine Gefügezusammensetzung von 81 % Ferrit und 19 % Perlit. Dieses Ergebnis konnte auch mit dem PC annähernd nachgemessen und bestätigt werden.

Tabelle 18: Abkühlzeiten für C15.

Probenbezeichnung	$t_{8/5}$ [s]
P8	10,2
P9	13,3
P13	11,9
P14	15,6
P12	12,5
P16	15,4
P15	14,5
P17	15,3

In Tabelle 19 sind die $t_{8/5}$ Zeiten der C35-Proben angeführt die mit unterschiedlichen Reibschweißparametern hergestellt wurden. Es sind dadurch keine wesentlichen Unterschiede in den Abkühlzeiten entstanden. Das Gefüge lässt sich somit nach dem ZTU-Diagramm für C35 mit 5 % Ferrit 90 % Perlit und 2 % Bainit zusammen.

Tabelle 19: Abkühlzeiten für C35.

Probenbezeichnung	$t_{8/5}$ [s]
P16	15,4
P15	14,5
P17	15,3

Aus Tabelle 20 ist zu erkennen, dass die Abkühlzeiten für den Stahl C45 ebenso wenig streuen. Sie liegen zwischen 10 – 15 s. Demnach kann aus dem ZTU-Diagramm eine Gefügezusammensetzung mit 10 % Ferrit 80 % Perlit und 5 % Bainit vorausgesagt werden.

Tabelle 20: Abkühlzeiten für C45.

Probenbezeichnung	$t_{8/5}$ [s]
P8	10,5
P9	13,6
P13	12,2
P14	11,9
P16	12,2
P15	9,9
P17	14,7

3.4 Versuchsergebnisse

Der experimentelle Versuchsumfang lässt sich durch folgende Ergebnisse zusammenfassen:

- Härteverläufe über der Schweißnaht
- Metallographische Untersuchungen
- Zugversuche
- Kerbschlagbiegeversuche

3.4.1 Untersuchung des Härteverlaufs über der Schweißnaht sowie die zugehörigen Gefügaufnahmen

Die Härteprüfungen wurden mit dem EMCO Messgerät durchgeführt. Die Abstände zwischen den einzelnen Abdrücken betragen im Allgemeinen 1 mm bis auf der Schweißnahtfläche, wo die Eindrücke mit 0,5 mm Distanz erfolgten. Für die Vorbereitung der Proben zum metallografischen Schliff wurden diese geschliffen und mit 4 %-igen NaOH geätzt um die Schweißnaht sichtbar zu machen.

1. Versuchsreihe: Härteverlauf und Gefügestruktur der Probe P3

In Abbildung 3-13 ist der Härteverlauf für die Probe P3 vor dem Diffusionsglühen wiedergegeben. Wobei der grüne Bereich auf die Schweißnaht und die gelben Stellen auf die WEZ deuten. Es ist zu erkennen, dass der Verlauf in der Schweißnaht nicht konstant ist, was auf eine ungleichmäßige Verteilung des Kohlenstoffes während der Erstarrung und somit auf eine Seigerung zurückgeführt werden könnte.

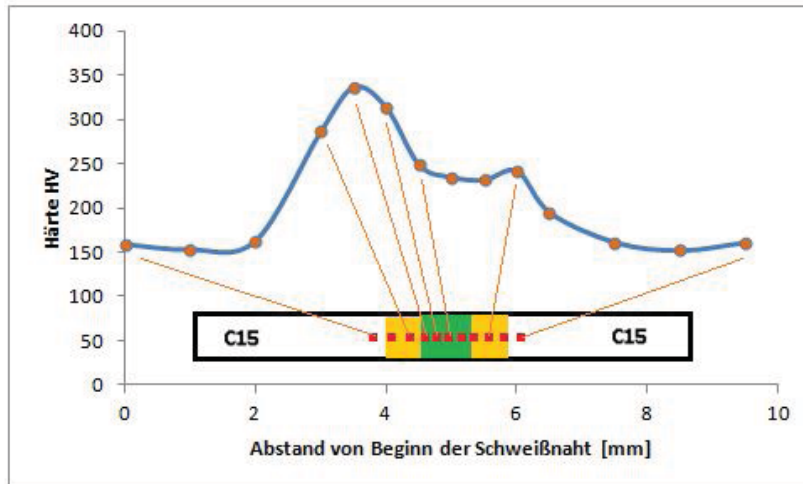


Abbildung 3-13: Härteverlauf der Probe P 3 vor dem Diffusionsglühen.

Die Härtewerte nach dem Diffusionsglühen sind in Abbildung 3-14 ersichtlich. Zu vermerken ist, dass der steile Abfall der Härte inmitten der Schweißnaht verschwunden ist und sich stattdessen eine „Zickzack“ Kurve quer zur Schweißnaht ergeben hat. Der Verlauf ist allerdings gleichmäßiger als vor dem Diffusionsglühen.

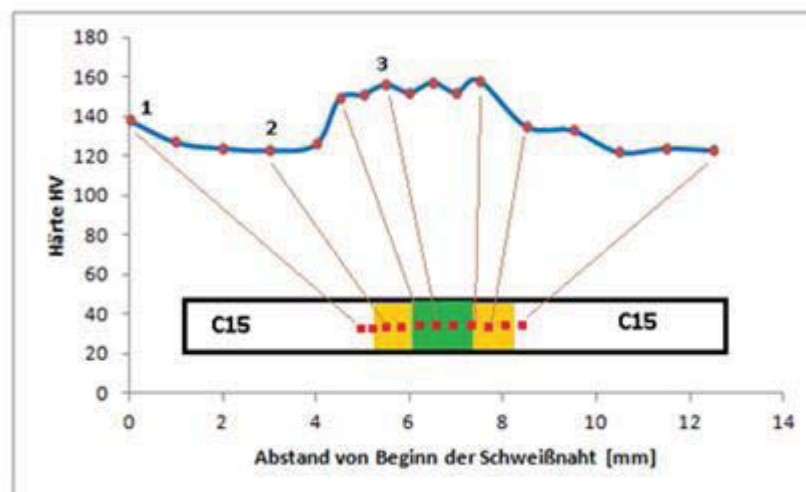


Abbildung 3-14: Härteverlauf für die Probe P 3 nach dem Diffusionsglühen.

In Abbildung 3-15 ist das Gefüge im Grundwerkstoff C15 nach dem Diffusionsglühen dargestellt. Die Position der Aufnahme Stelle entspricht in etwa der Zahl 1 über dem Härteverlauf in Abbildung 3-14. Zu erkennen ist, dass die Ferritkörner etwa gleich groß vorliegen und nur wenig Zementit existiert. Kohlenstoff befindet sich hauptsächlich an den Korngrenzen. Diese Aufnahme wurde im Grundwerkstoff außerhalb der Wärmeeinflusszone aufgenommen. Eine ausgeprägte Seigerung des Kohlenstoffes ist nicht festzustellen.

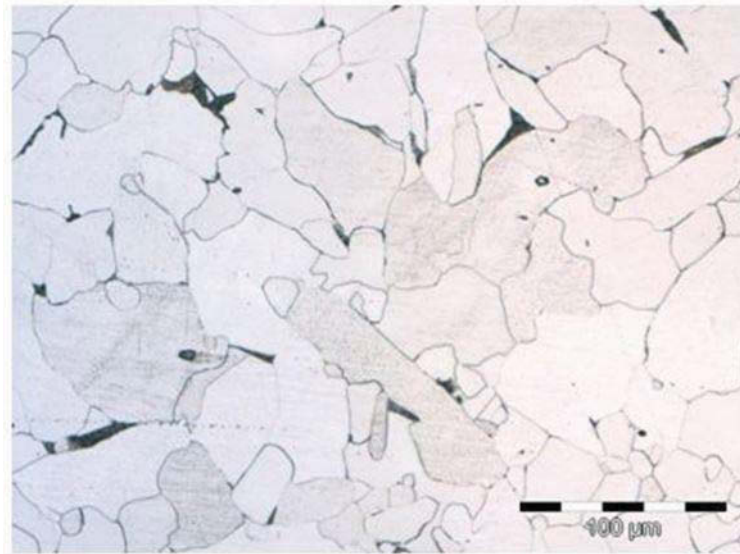


Abbildung 3-15: Gefügaufnahme der Probe P3 nach dem Diffusionsglühen.

Die Gefügaufnahme der Wärmeeinflusszone für die Probe P3 ist in Abbildung 3-16 dargestellt. Die Position entspricht etwa der Zahl 2 in Abbildung 3-14. Festzuhalten ist, dass die Konzentration von Perlit wesentlich mehr ist als in Abbildung 3-15. Der Kohlenstoff hat eine nadelartige Anordnung erhalten. Dies ist zum Teil auch auf die Wirkung der Fügekraft während des Reibschweißens zurückzuführen.

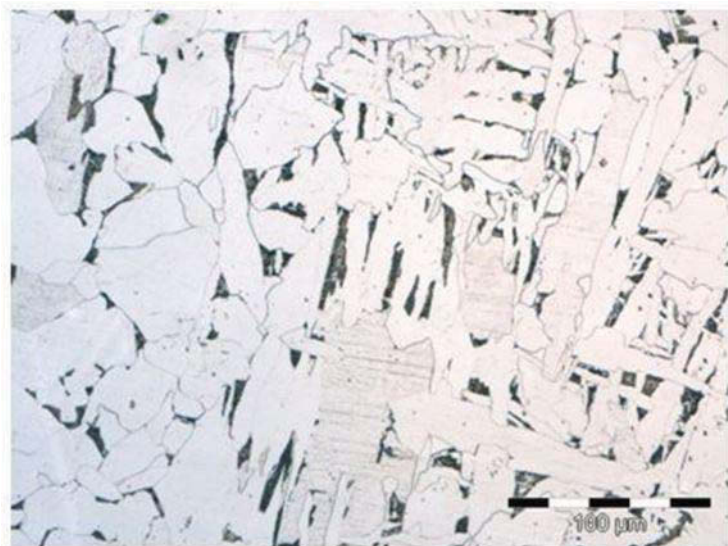


Abbildung 3-16: Gefügaufnahme der Probe P3 an der Stelle 2.

Die Gefügestruktur der Probe P3 an der Schweißnaht ist in Abbildung 3-17 dargestellt. Zu erkennen ist, dass der Kohlenstoffanteil an dieser Stelle den höchsten Wert im Vergleich zu den anderen Stellen 1 und 2 hat. Der Zementit hat die annähernd homogene Struktur des Ferrits vollständig zerstört. Es sind keine Seigerungsbander festzustellen.

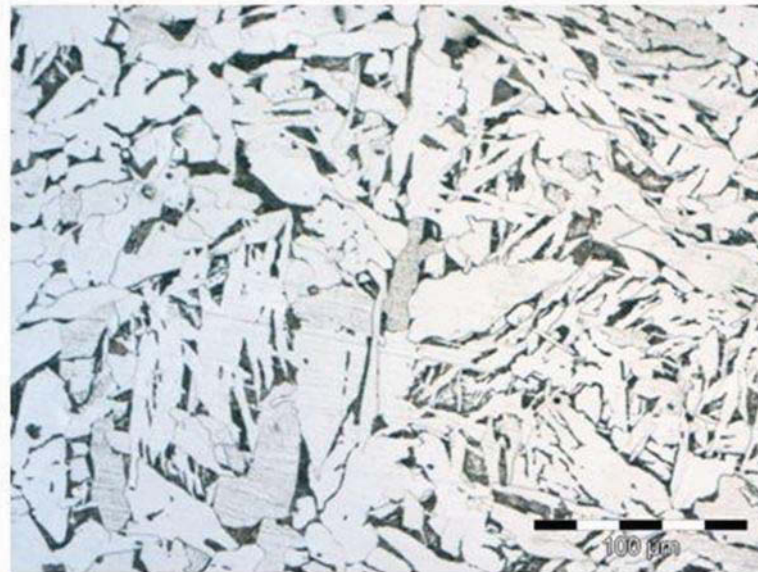


Abbildung 3-17: Gefügeaufnahme der Probe P3 an der Stelle 3.

1. Versuchsreihe: Härteverlauf und Gefügestruktur der Probe P6

In Abbildung 3-18 ist der Härteverlauf für die Probe P6 dargestellt. Bei diesem Prüfkörper wurde keine Wärmebehandlung vorgenommen. Es ist ein klarer Anstieg der Härte in Mitte der Schweißnaht festzustellen. Jedoch fallen die Härtewerte Richtung Probenmitte hin, dies könnte auf die Diffusion des Kohlenstoffes in die Schweißzone deuten, da hier ein erheblich höherer Anteil an Zementit vorliegt wie aus den Gefügestrukturen hervorgeht.

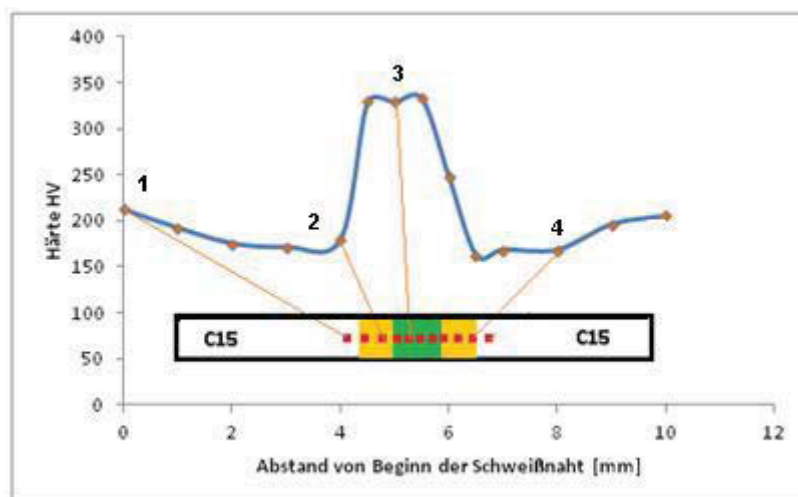


Abbildung 3-18: Härteverlauf der Probe P6.

In Abbildung 3-19 ist die Gefügestruktur an der Stelle 1 nach Abbildung 3-18 dargestellt. Die Verteilung des Perlits in der Ferritmatrix ist annähernd gleichmäßig. Auffallend ist, dass die Ferritkörner langgestreckt erscheinen. Dies könnte auf die auftretenden Kräfte während des Reibschweißens zurückgeführt werden. Zudem sind in diesem Bereich der

Schweißverbindung keine Seigerungsänderungen vorzufinden. Wie für den Härteverlauf angenommen wurde, existiert an dieser Stelle nur wenig Zementit.

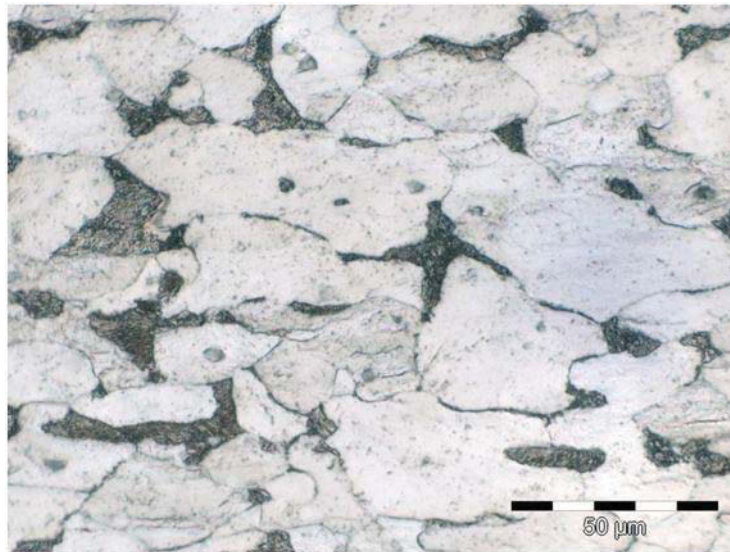


Abbildung 3-19: Gefügestruktur der Probe P6 an der Stelle 1.

In Abbildung 3-20 ist die Gefügaufnahme an der Stelle 2 nach Abbildung 3-18 veranschaulicht. In der WEZ lassen sich die Seigerungsänderungen erkennen. Dies kann zum Teil darauf zurückgeführt werden, dass in diesem Bereich vermehrt Kohlenstoff vorliegt.

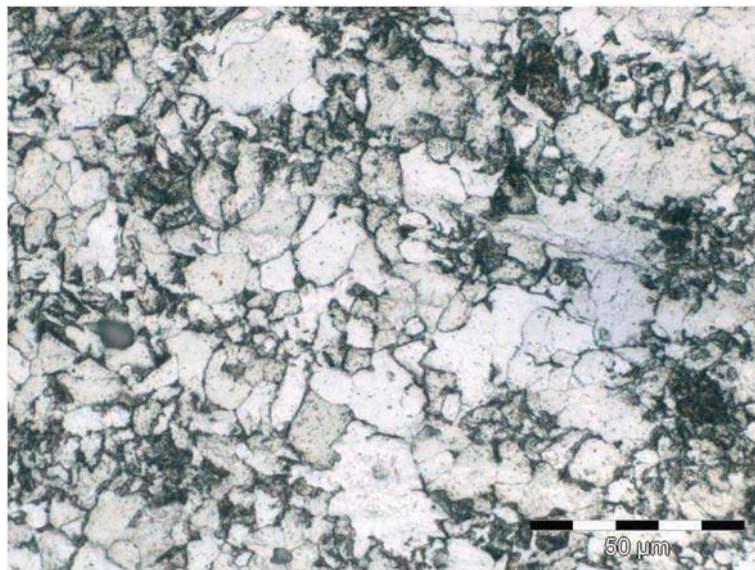


Abbildung 3-20 Gefügestruktur der Probe P6 an der Stelle 2.

Die Darstellung der Gefügestruktur an der Stelle 3 ist in Abbildung 3-21 wiedergegeben. Zu erkennen ist Korngranzenferrit sowie feinlamellarer Perlit in den Körnern. Es sind keine Seigerungsänderungen festzustellen.



Abbildung 3-21: Gefügaufnahme an der Stelle 3.

Abbildung 3-22 stellt das Gefüge an der Position 4 nach Abbildung 3-18 dar. Im linken unteren Bereich der Gefügestruktur ist der Perlit wieder in zeilenförmig angeordnet, jedoch sind diese Bänder nicht so ausgeprägt wie in Abbildung 3-20.

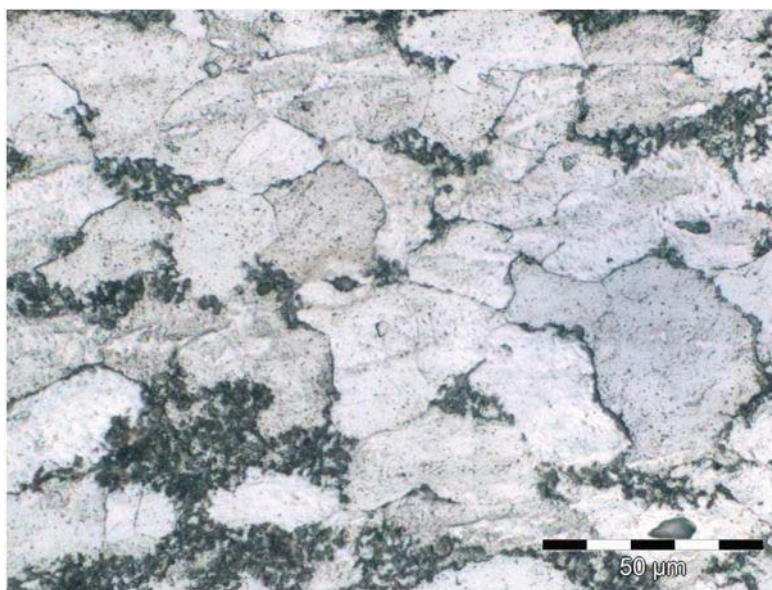


Abbildung 3-22: Gefügaufnahme der Probe P6 an der Stelle 4.

1. Versuchsreihe: Härteverlauf und Gefügestruktur der Probe P7

In Abbildung 3-23 ist der Härteverlauf nach dem Normalglühen für die Probe P7 dargestellt. Auffallend gegenüber dem Prüfkörper P6 ist hier eine deutlich gleichmäßigere Verteilung des Kohlenstoffes in der Schweißverbindung in dem Sinn, dass die Härte der Schweißnaht nicht durch einen steilen, scharfen Härteanstieg charakterisiert werden kann.

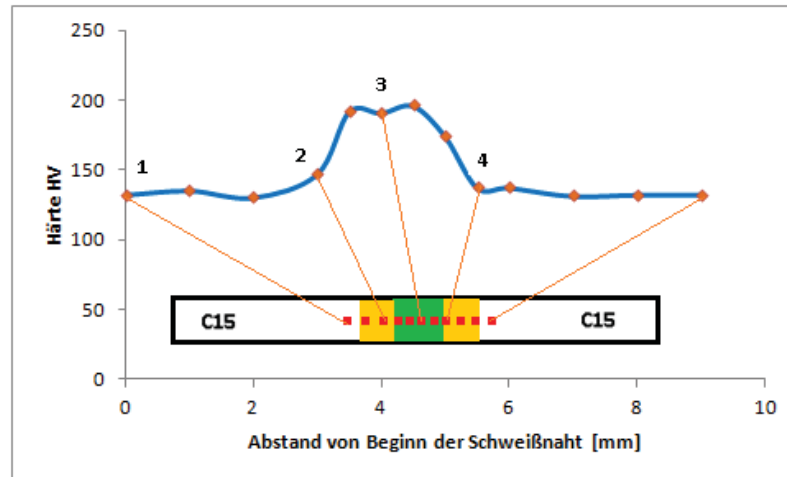


Abbildung 3-23: Härteverlauf der Probe P7 nach dem Normalglühen.

Abbildung 3-24 stellt das Gefüge an der Stelle 1 nach Abbildung 3-23 dar. In diesem Bereich liegt annähernd eine gleichmäßige Verteilung des Perlits vor. Keine auffallenden Zeichen von Seigerungsbandern sind zu erkennen.

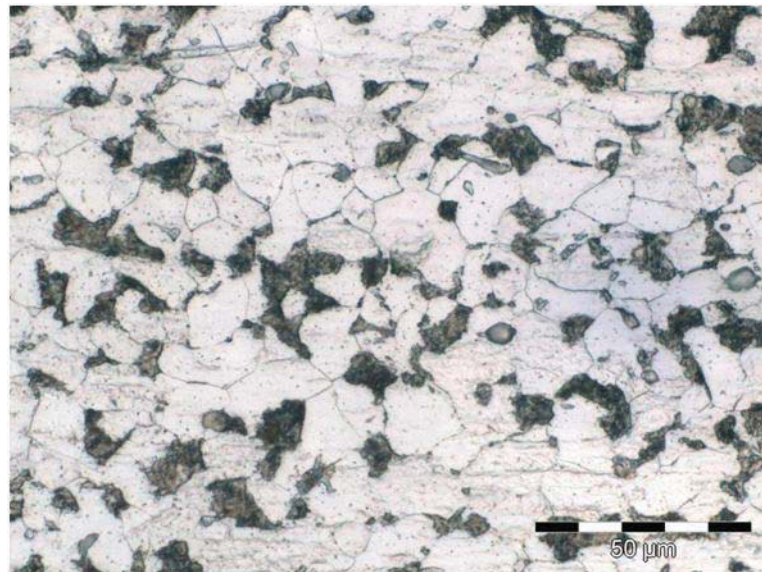


Abbildung 3-24: Gefügaufnahme der Probe P7 an der Stelle 1.

In Abbildung 3-25 ist die Gefügestruktur für den Bereich 2 nach dem Härteverlauf in Abbildung 3-23 wiedergegeben. In der WEZ sind wieder Seigerungsbandern des Perlits in der Ferritmatrix zu erkennen. Des Weiteren ist festzuhalten, dass die Ferritkörner nicht mehr in rundlicher Form vorliegen sondern langgestreckt erscheinen.

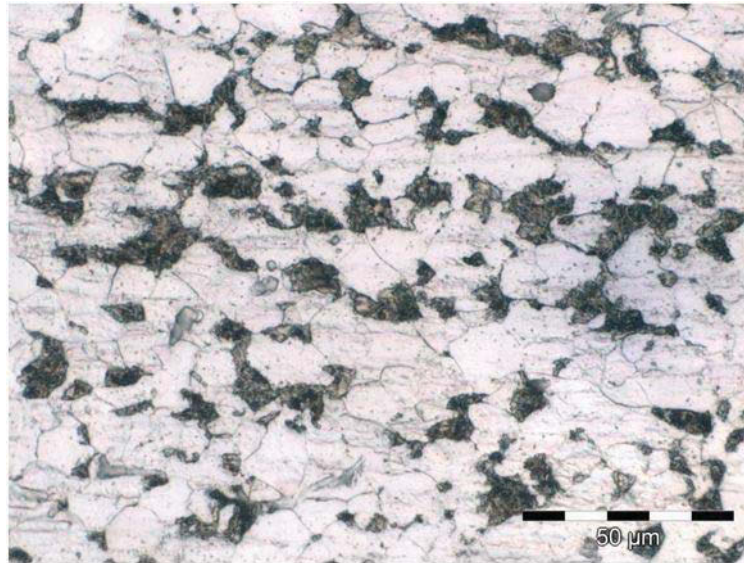


Abbildung 3-25: Gefügaufnahme der Probe P7 an der Stelle 2.

Die Gefügestruktur an der Position 3 ist in Abbildung 3-26 nach dem Härteverlauf für P7 zeigt, dass es an der Schweißnaht zu einer Kornfeinung gekommen ist. Des Weiteren ist auch eine annähernd gleichmäßige Verteilung des Perlits festzuhalten. Damit kann der hohe Härtewert in der Schweißnaht begründet werden.

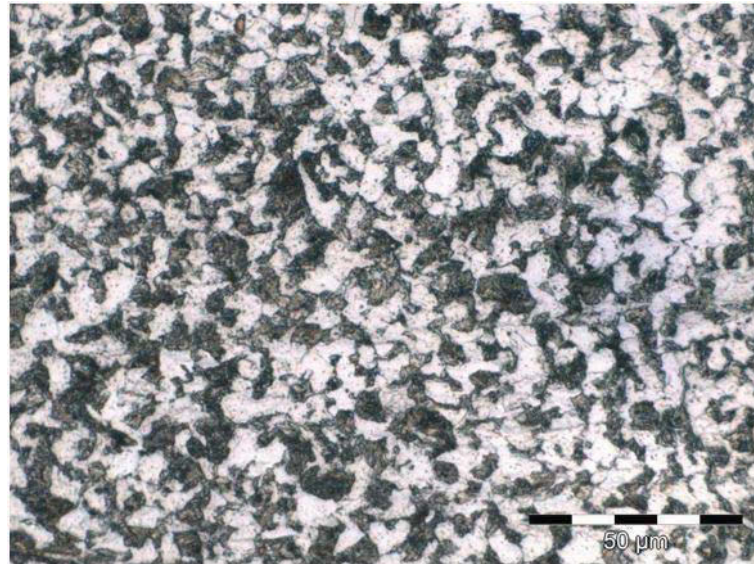


Abbildung 3-26: Gefügaufnahme der Probe P7 an der Stelle 3.

In Abbildung 3-27 ist die Gefügestruktur an der Stelle 4 nach dem Härteverlauf für diese Probe dargestellt. Das Gefüge hat sich weitgehend nicht geändert, jedoch kann an der rechten Seite des Bildes ein Trend zur zeiligen Anordnung des Perlits beobachtet werden.

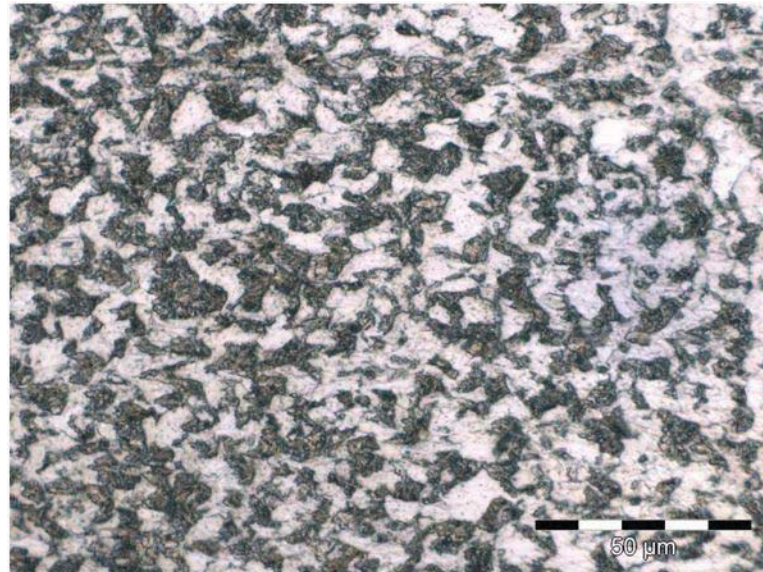


Abbildung 3-27: Gefügaufnahme der Probe P7 an der Stelle 4.

2. Versuchsreihe: Härteverlauf und Gefügestruktur der Probe P8

Abbildung 3-28 stellt den Härteverlauf der Probe P8 dar. Ein kontinuierlicher Anstieg sowie eine stufenweise Abnahme der Härtewerte werden ersichtlich. Anzunehmen ist daher, dass der Kohlenstoff während der Abkühlung nicht gleichmäßig ausgeschieden wurde.

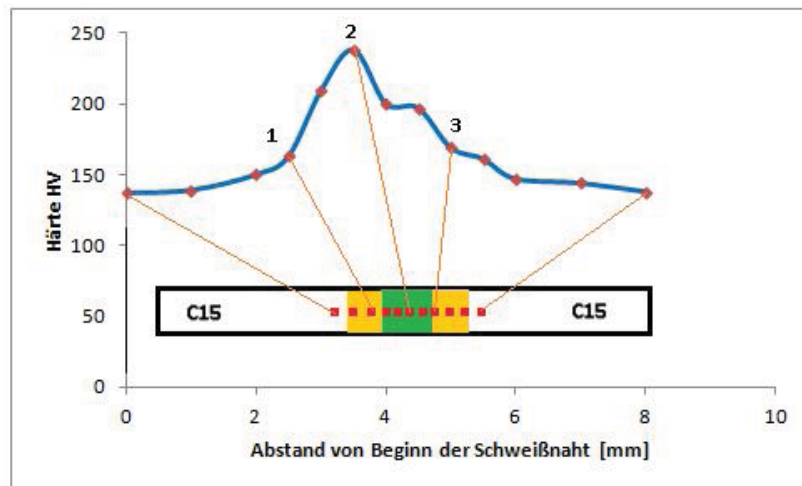


Abbildung 3-28. Härteverlauf der Probe P8 nach dem Diffusionsglühen.

In Abbildung 3-29 ist das Gefügebild an der Stelle 1 nach Abbildung 3-28 veranschaulicht. Auffallend ist eine spießige Anordnung der Ferritkörner. Dies kann zum Teil auf die schnelle Abkühlung nach dem Schweißen zurückgeführt werden.

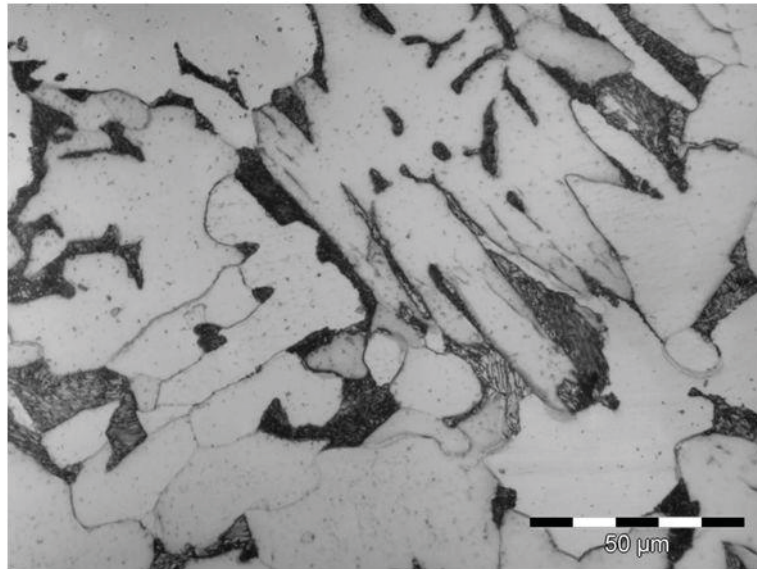


Abbildung 3-29: Gefügaufnahme der Probe P8 an der Stelle 1.

Abbildung 3-30 stellt das Gefüge der Probe P8 in der Schweißnaht dar. Zu erkennen ist dabei der Korngrenzenferrit und gröber vorliegende Perlitkörner.

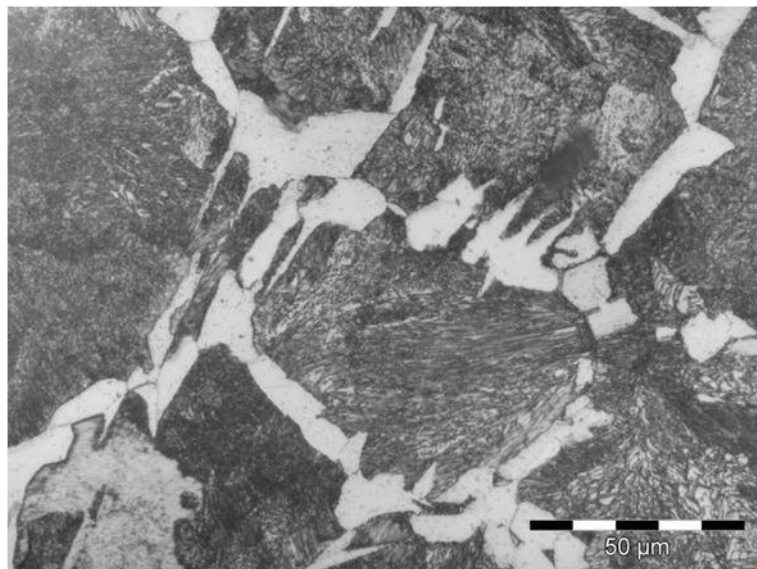


Abbildung 3-30: Gefügaufnahme der Probe P8 an der Stelle 2.

Das Gefügebild an der Stelle 3 nach dem Härteverlauf für die Probe P8 ist in Abbildung 3- 31 dargestellt. Zu erkennen ist hier zum Teil auch Widmanstätten-Ferrit.

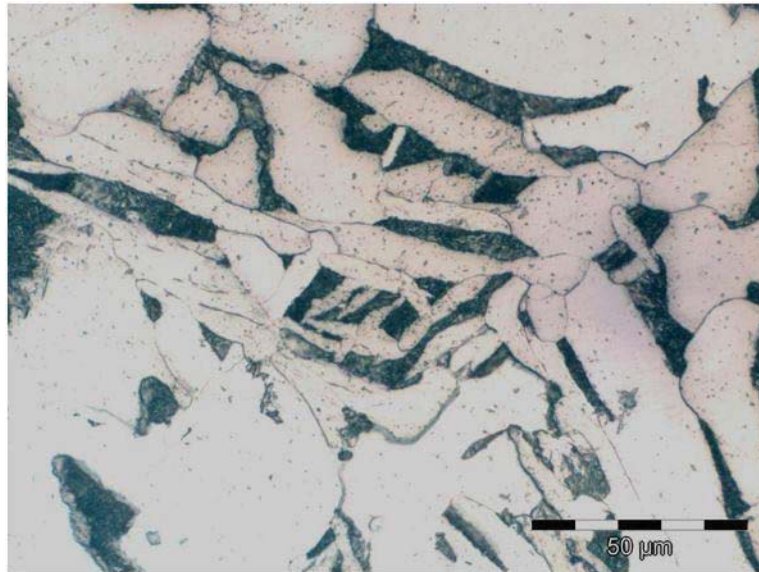


Abbildung 3-31: Gefügaufnahme der Probe P8 an der Stelle 3.

2. Versuchsreihe: Härteverlauf und Gefügestruktur der Probe P9

In Abbildung 3-32 ist der Verlauf der Härte über der Schweißnaht der Probe P9 wiedergegeben. Die Verteilung des Kohlenstoffes ist in diesem Fall gegenüber der Probe P8 eher gleichmäßig, da keine stufenweise Abnahme der Härtewerte festgestellt wird.

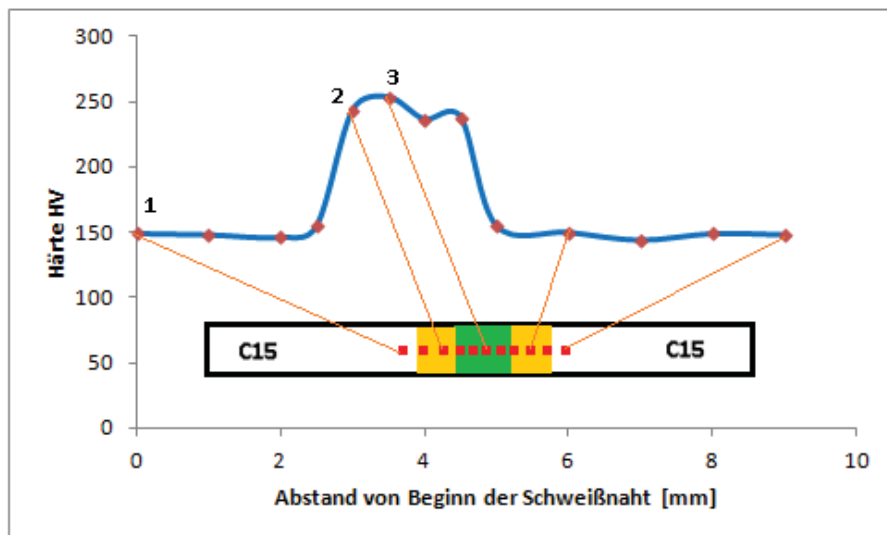


Abbildung 3-32: Härteverlauf der Probe P9 nach dem Normalglühen.

Abbildung 3-33 gibt die Gefügestruktur im Grundwerkstoff an der Position 1 nach Abbildung 3-32 wieder. Die annähernd kreisförmige Anordnung des Perlits im oberen Bereich könnte auf die Torsionsbeanspruchung während dem Reibschweißen zurückgeführt werden. Im Grundwerkstoff sind keine Seigerungsbänder zu erkennen.

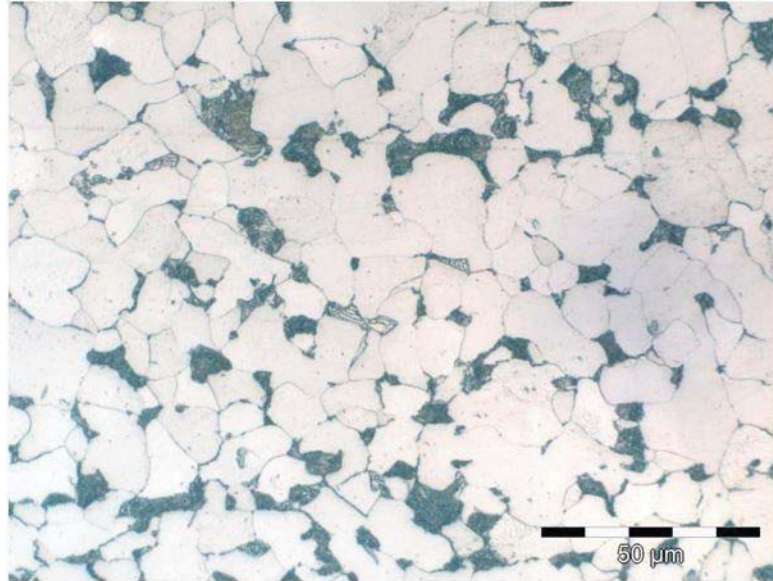


Abbildung 3-33: Gefügaufnahme der Probe P9 an der Stelle 1.

Abbildung 3-34 zeigt die Gefügestruktur im Bereich 2 nach dem Härteverlauf für P9. In Richtung WEZ (rechts) werden die Körner größer. Das Perlit liegt jedoch Richtung Schweißnaht feiner vor.

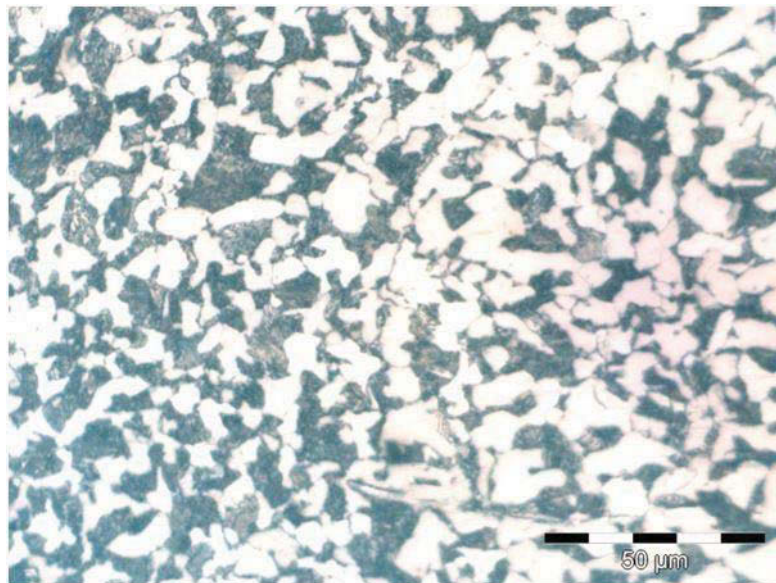


Abbildung 3-34: Gefügaufnahme der Probe P9 an der Stelle 2.

In Abbildung 3-35 ist das Gefüge an der Stelle 3 nach Abbildung 3-32 dargestellt. In diesem Bereich der Schweißnaht ist wieder Korngrenzenferrit sowie eine Kornfeinung festzustellen. Wie zu erwarten liegt im Bereich der Schweißnaht hauptsächlich Perlit vor. Jedoch sind keine Seigerungsbänder festzustellen.

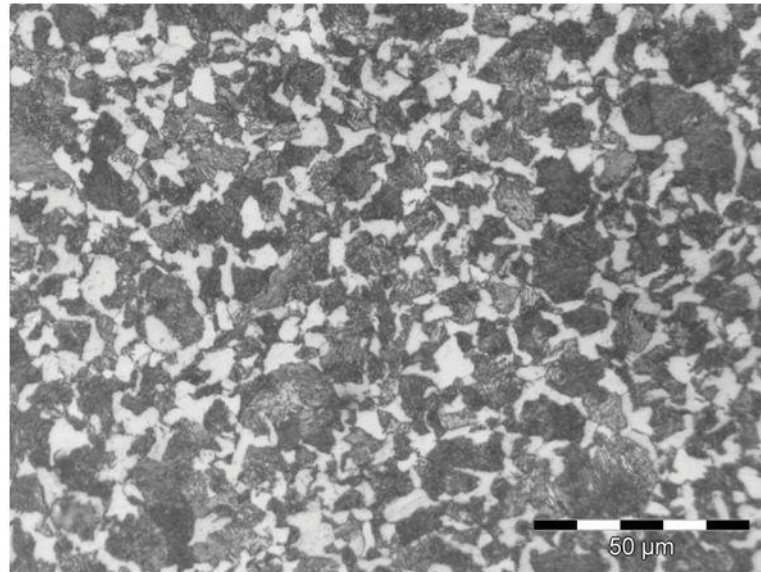


Abbildung 3-35: Gefügaufnahme der Probe P9 an der Stelle 3.

3. Versuchsreihe: Härteverlauf und Gefügestruktur der Probe P8

Abbildung 3-36 stellt den Härteverlauf über der Schweißnaht für die Probe P17 dar. Festzuhalten ist eine verminderte Härte und ein annähernd gleichmäßiger Anstieg derselben nach dem Diffusionsglühen.

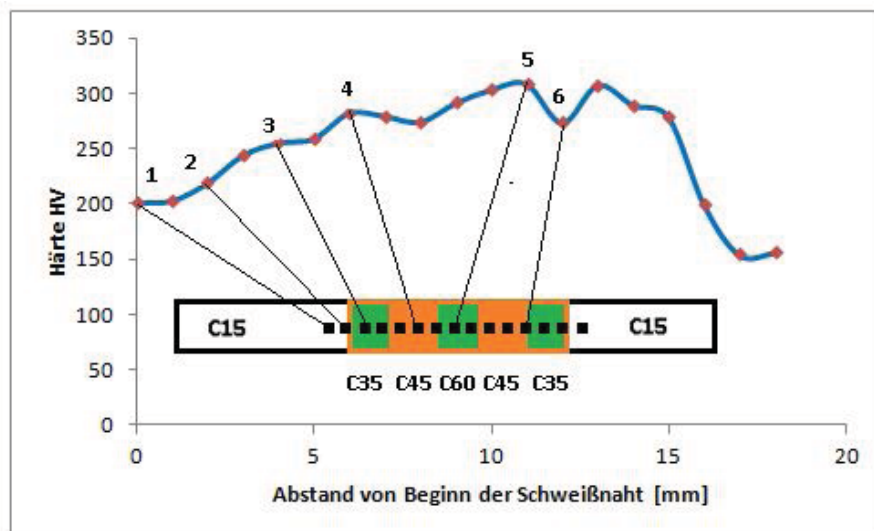


Abbildung 3-36: Härteverlauf der Probe P17 nach Diffusionsglühen.

In Abbildung 3-37 ist die Gefügestruktur im Bereich 1 nach Abbildung 3-36 dargestellt. In der WEZ liegen keine rundlichen Körner mehr vor. Dies könnte zum Teil auch auf die relativ schnelle Abkühlung und der damit im Zusammenhang stehende nadelige Anordnung des Ferrits zurückgeführt werden.

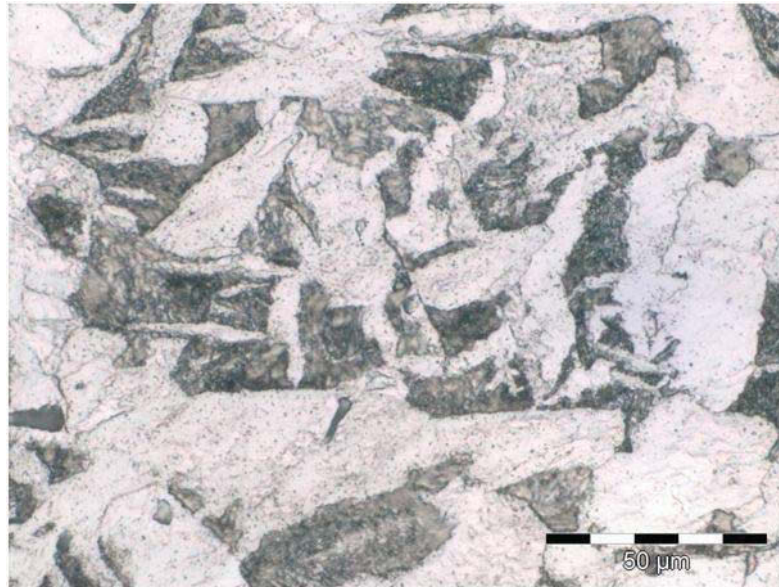


Abbildung 3-37: Gefügebild der Probe P17 an der Stelle 1.

Abbildung 3-38 stellt das Gefügebild an der Stelle 2 nach dem Härteverlauf für die Probe P17 dar. Das Vorhandensein von „Schlieren“ deutet auf eine feste Durchdringung der beiden Werkstoffe C15 und C35 hin [39].



Abbildung 3-38: Gefügebild der Probe P17 an der Stelle 2.

Abbildung 3-39 stellt das Gefüge an der Stelle 3 im Bereich des Grundwerkstoffs C35 dar. Es liegt zum größten Teil Perlit vor, Richtung Schweißnaht ist Korngrenzenferrit zu erkennen. Seigerungsbänder konnten nicht festgestellt werden.

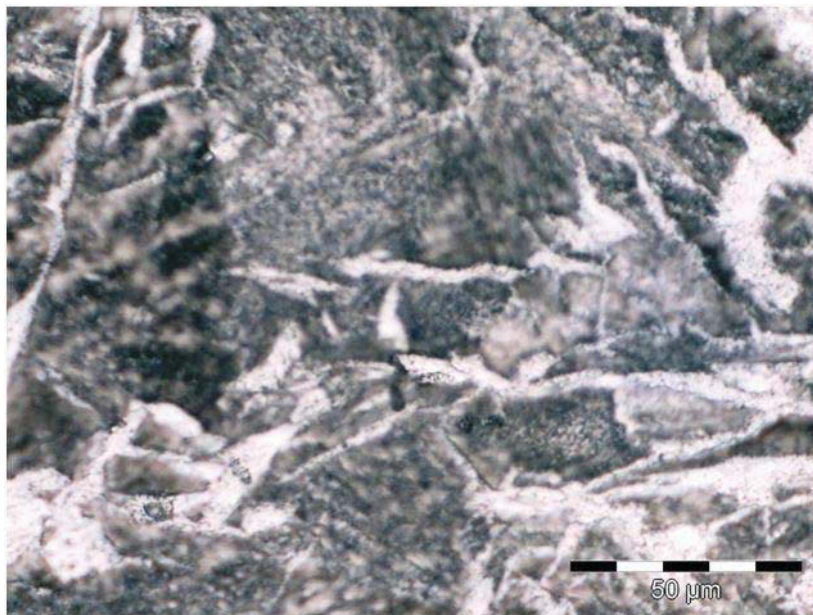


Abbildung 3-39: Gefüeaufnahme der Probe P17 an der Stelle 3.

Abbildung 3-40 gibt das Gefügebild an der Position 4 nach dem Härteverlauf dar. Festzustellen ist eine nadelige Anordnung. Dies kann zum Teil auf die Auflösung von Karbiden an den Korngrenzen während des Schweißens zurückgeführt werden.

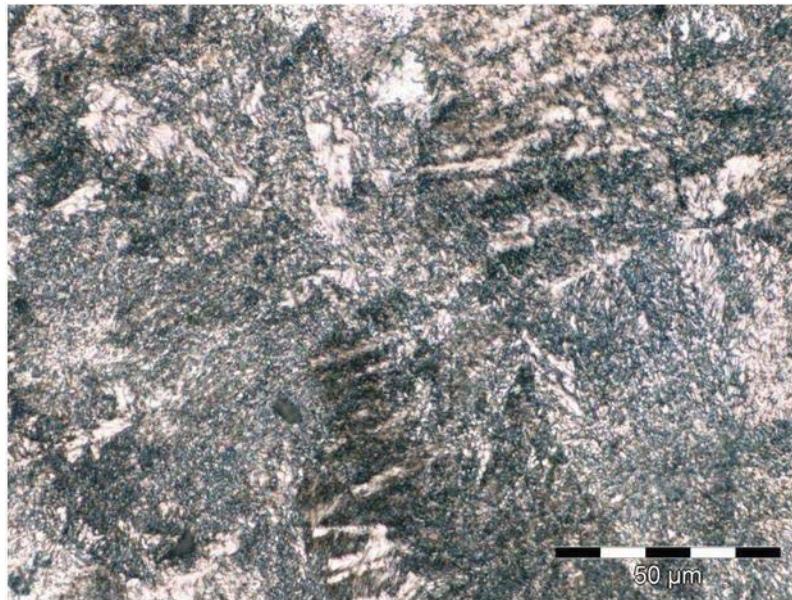


Abbildung 3-40: Gefüeaufnahme der Probe P17 an der Stelle 4.

Abbildung 3-41 stellt das Gefüge an der Stelle 5 nach Abbildung 3-36 dar. Festzustellen ist wieder eine spießige Anordnung der Ferritnadeln, die im Grundwerkstoff gegenüber der Schicht mit C45 noch ausgeprägter erscheint.

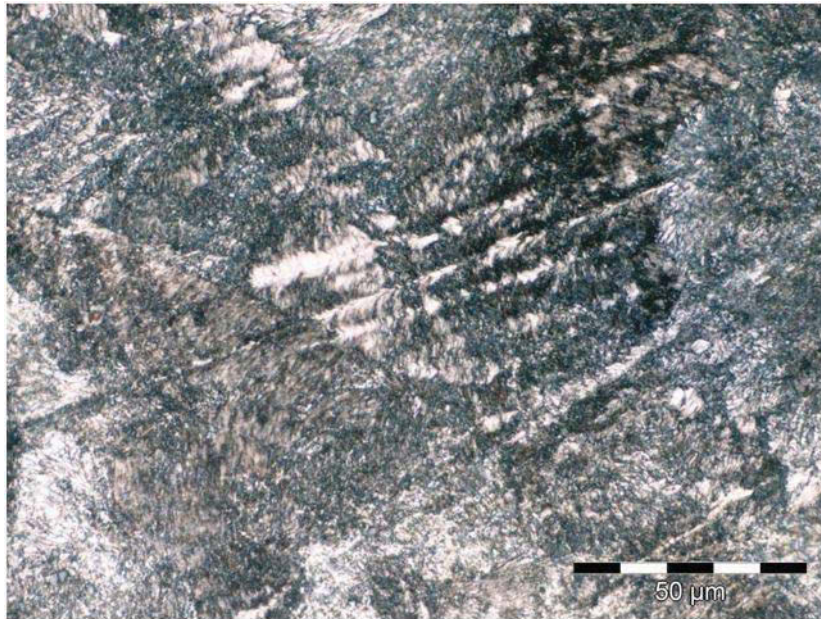


Abbildung 3-41: Gefügebild der Probe P17 an der Stelle 5.

Abbildung 3-42 stellt die Gefügestruktur an der Stelle 6 nach dem Härteverlauf in Abbildung 3-36 nach dem Diffusionsglühen dar. Die Korngrenzen sind nun deutlicher erkennbar. Es ist auch feinlamellarer Perlit zu erkennen. Zu einem geringen Ausmaß ist auch Bainit vorgefunden worden.

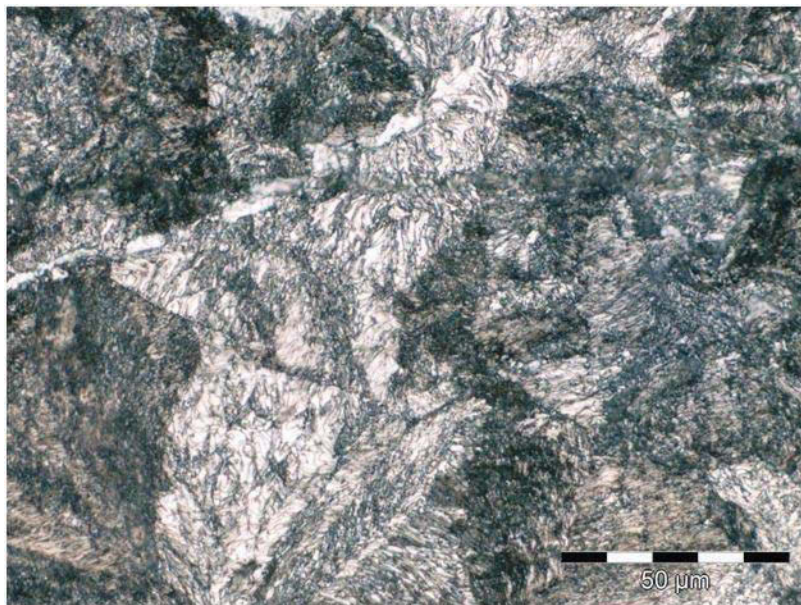


Abbildung 3-42: Gefügebild der Probe P17 an der Stelle 6.

3.4.2 Ergebnisse des Zugversuches für die 1. Versuchsreihe

Die Ergebnisse des Zugversuches für die erste Versuchsreihe sind in Tabelle 21 dargestellt. Die Zahl in der Klammer drückt dabei die Dicke der Schweißnaht aus. Wobei zu vermerken ist, dass die Herstellung einer genauen Dicke der Schweißnaht aus fertigungstechnischen Gründen nicht möglich war. Daher sollten diese als Richtwerte betrachtet werden. In dieser Studie wird beabsichtigt die Auswirkungen von Seigerungsbändern auf die mechanischen Eigenschaften durch systematisches Ändern der Versuchsparameter wie die Wärmebehandlung, Schweißnahtdicke und des Kohlenstoffgehaltes näher zu beschreiben. Des Weiteren wurden die lokalen Dehnungen aufgenommen um eventuell vorhandene inhomogene Dehnungsverteilungen die durch die Seigerungen verursacht werden, feststellen zu können.

Tabelle 21: Ergebnisse des Zugversuches für die erste Versuchsreihe.

Normalgeglüht, R_m in [N/mm ²]		Diffusionsgeglüht, R_m in [N/mm ²]	
P1 (4)	537	P2 (2)	465
P4 (2)	464	P 32 (5)	527

Die Wärmebehandlung hat insofern einen Einfluss auf das Seigerungsverhalten, dass die Streckgrenze beim Diffusionsglühen fast vollständig verschwindet und beim Normalglühen erhalten bleibt. In Abbildung 3-43 ist das Spannungs- Dehnungsdiagramm für die Probe P4 veranschaulicht.

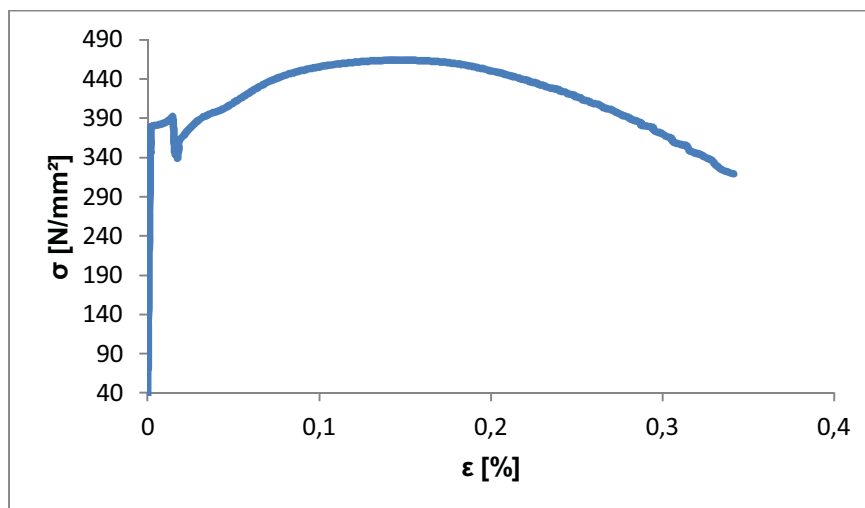


Abbildung 3-43: Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P4.

Der Unterschied in der Streckgrenze wird bei den diffusionsgeglühten Proben P2 und P32 deutlich merkbar. Abbildung 3-44 zeigt das Spannungs- Dehnungsdiagramm für die Probe P2.

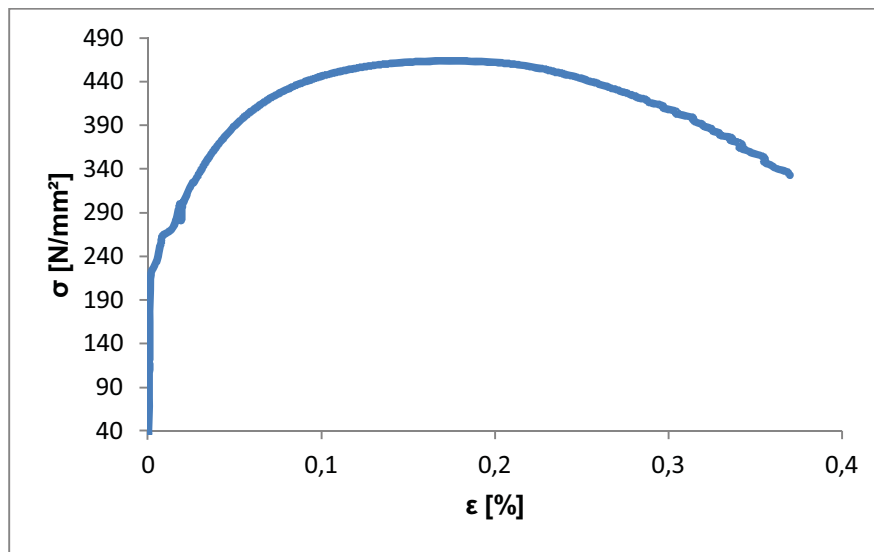


Abbildung 3-44: Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P2.

Das Spannungs- Dehnungsdiagramm für die Probe P32 ist in Abbildung 3-45 wiedergegeben. Zu vermerken ist, dass keine Streckgrenze mehr zu erkennen ist im Vergleich zur Probe P2.

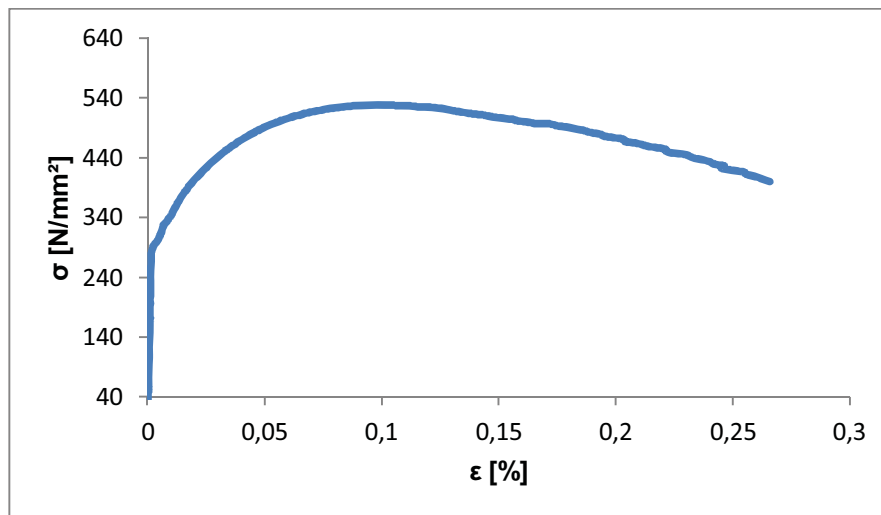


Abbildung 3-45: Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P32.

Ergebnisse der Messungen von lokalen Dehnungen für die 1. Versuchsreihe

Die lokalen Dehnungen während des Zugversuches wurden mit der Kamera aufgenommen und mit der Software ARAMIS [42] ausgewertet. Um die auftretenden Dehnungen sichtbar

machen zu können war es erforderlich die Probenoberflächen zu lackieren. Die Probe wurde hierfür zuerst mit weißem dann mit schwarzem Lack besprüht, siehe Abbildung 3-46.



Abbildung 3-46: Verformter Zustand der Probe während des Zugversuches.

In Abbildung 3-47 ist die Dehnungsverteilung der Probe P2 zu Beginn des Zugversuches dargestellt. Es ist bereits in dieser Phase des Versuches eine inhomogene Verteilung der Dehnung über die Probenlänge festzustellen. Jedoch spielt am Anfang des Prozesses auch die Eigendehnung von der Maschine eine Rolle.

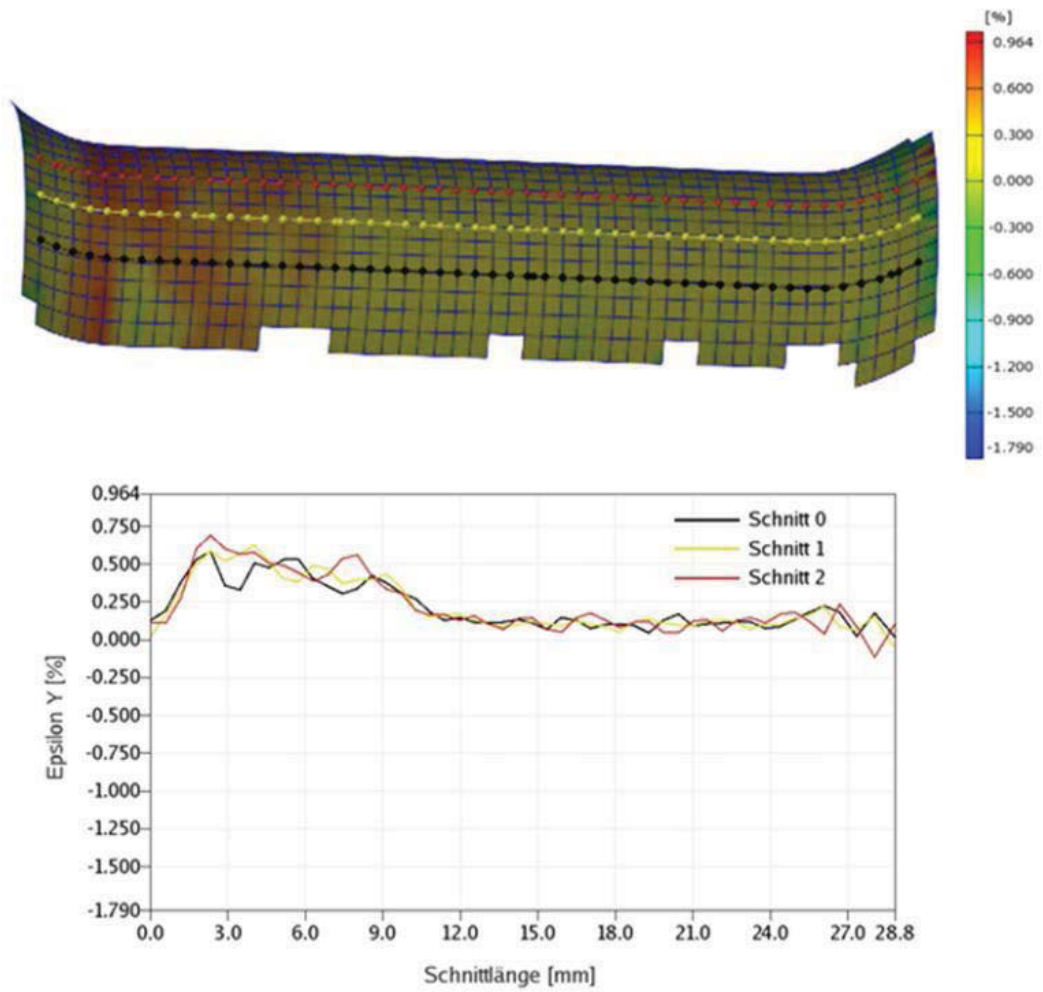


Abbildung 3-47: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P2.

Abbildung 3-48 stellt die Verteilung von lokalen Dehnungen gegen Ende des Prozesses hin dar. Obwohl noch kleine Inhomogenitäten feststellbar sind, liegt im Allgemeinen für die ganze Probe eine homogene Verteilung der Dehnung vor. Die Schweißnaht erweist sich als die Stelle mit höchster Festigkeit wie zu erwarten war.

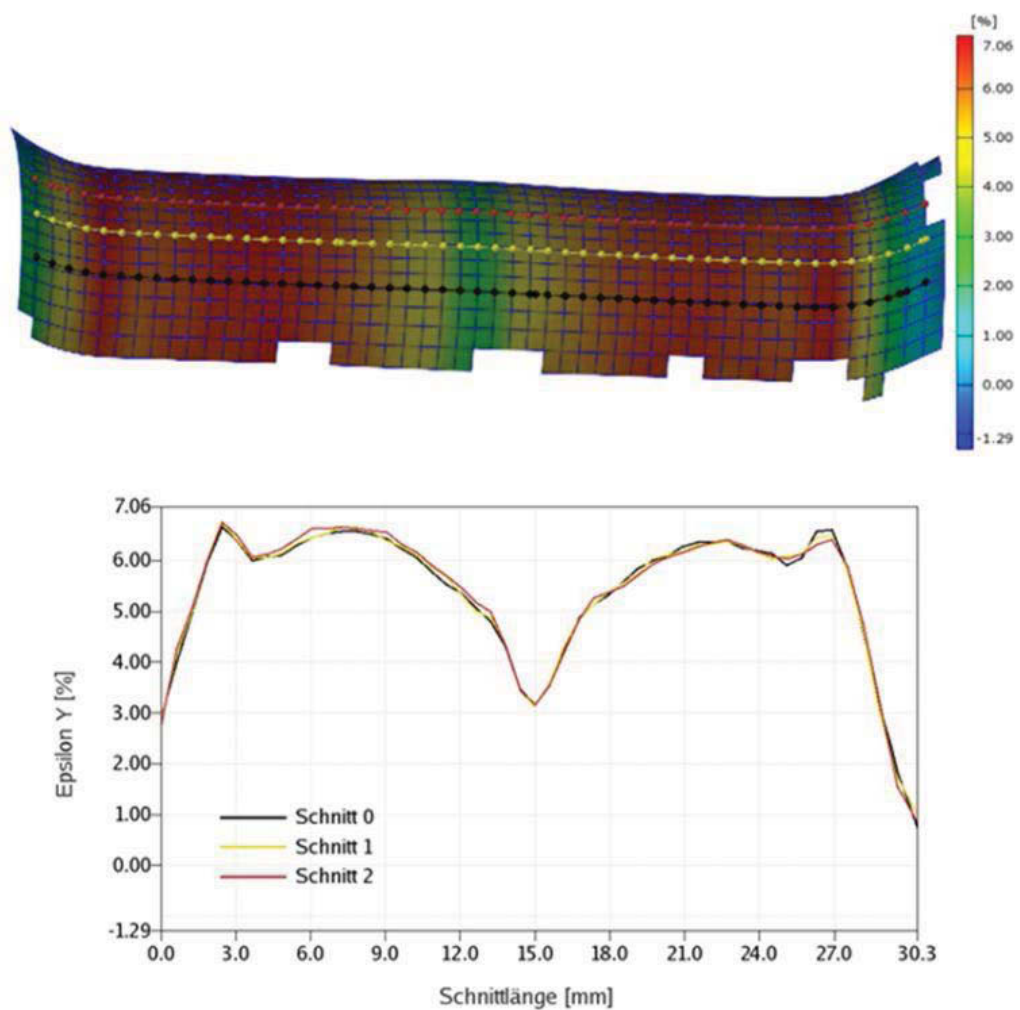


Abbildung 3-48: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P2.

In Abbildung 3-49 sind die Dehnungsverteilungen gegen Ende des Prozesses hin wiedergegeben. Aufgrund der hohen Festigkeit des Schweißnahtbereiches, die zum Teil auch auf eine Zunahme der Versetzungen während der Verformung zurückgeführt werden könnte, ergibt sich die Einschnürung im „weicheren“ Grundwerkstoff C15.

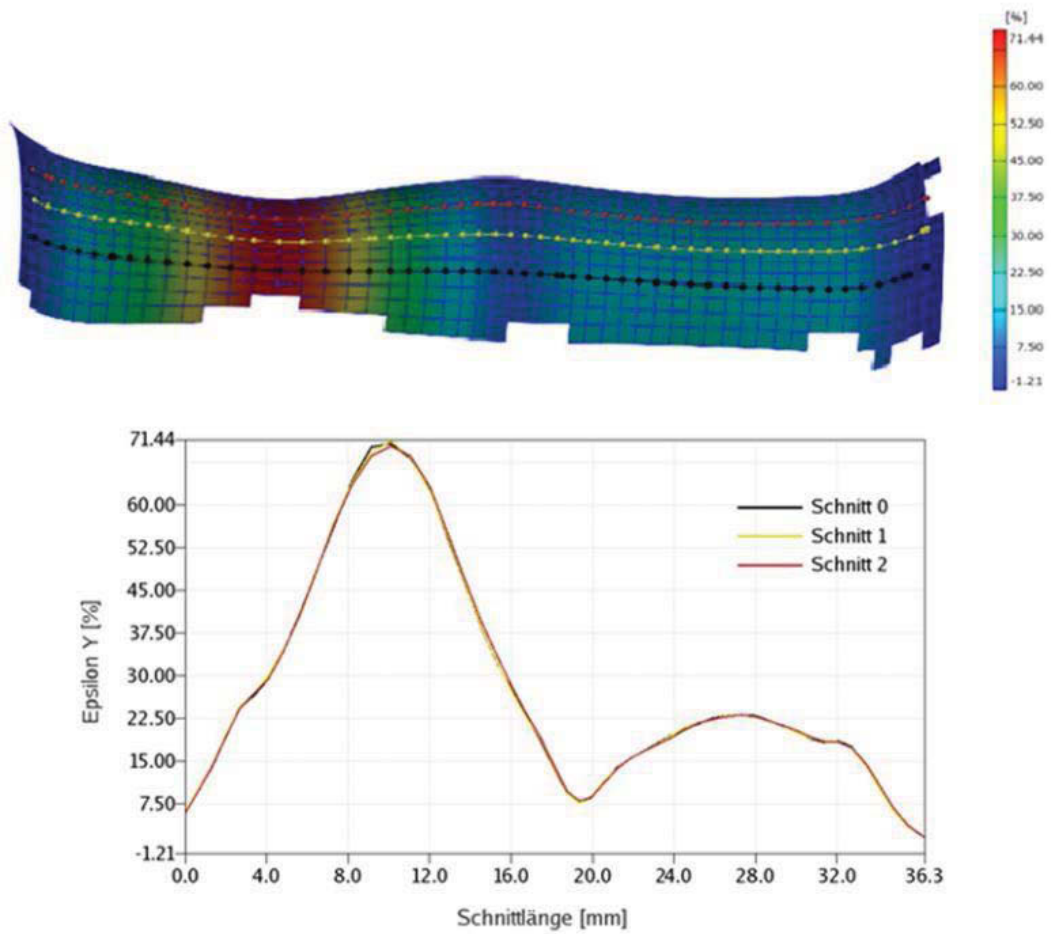


Abbildung 3-49: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P2.

In Abbildung 3-50 ist die Dehnungsverteilung für die Probe P4 dargestellt. Eine signifikante Inhomogenität der Dehnung ist festzustellen. Da für das normalgeglühte Gefüge Seigerungsbänder festgestellt wurden, kann dieses Phänomen auf diesen Sachverhalt zurückgeführt werden.

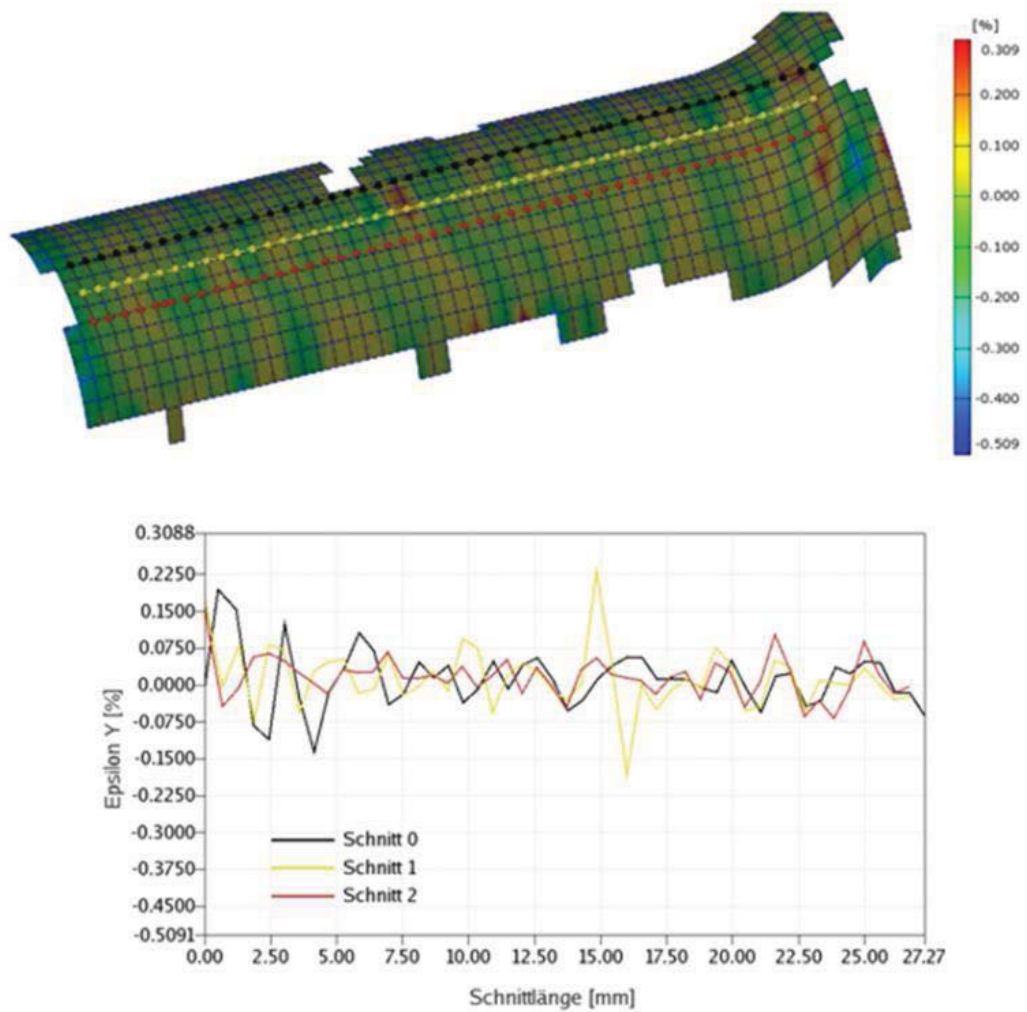


Abbildung 3-50: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P4.

Aus Abbildung 3-51 wird ersichtlich, dass die inhomogene Dehnungsverteilung eine „Querspannung“ im Stahl zur Mittelachse hervorruft. Als ein Grund für dieses Verhalten könnte die zeilige Anordnung von Perlit in der Ferrit-Matrix genannt werden.

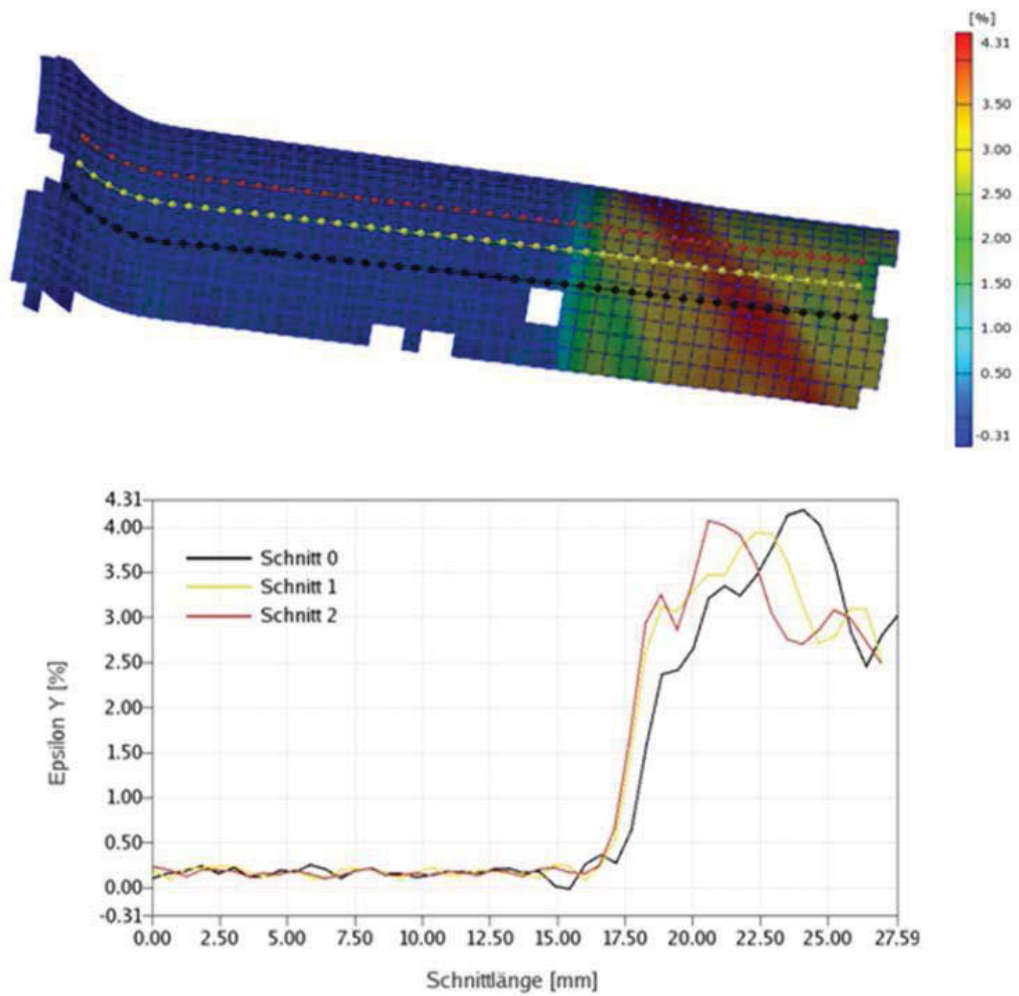


Abbildung 3-51: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P4.

In Abbildung 3-52 ist die Verteilung der Dehnung gegen Ende des Prozesses hin veranschaulicht. Zu vermerken ist, dass die Inhomogenität selbst bei maximaler Kraftaufbringung nicht beseitigt wird. Diese Erscheinung führt wie aus Abbildung 3-51 hervorgeht zu einer unerwarteten Dehnungs- bzw. Spannungsverteilung im Bauteil und könnte durch diese ein frühzeitiges Versagen des Bauteils hervorrufen.

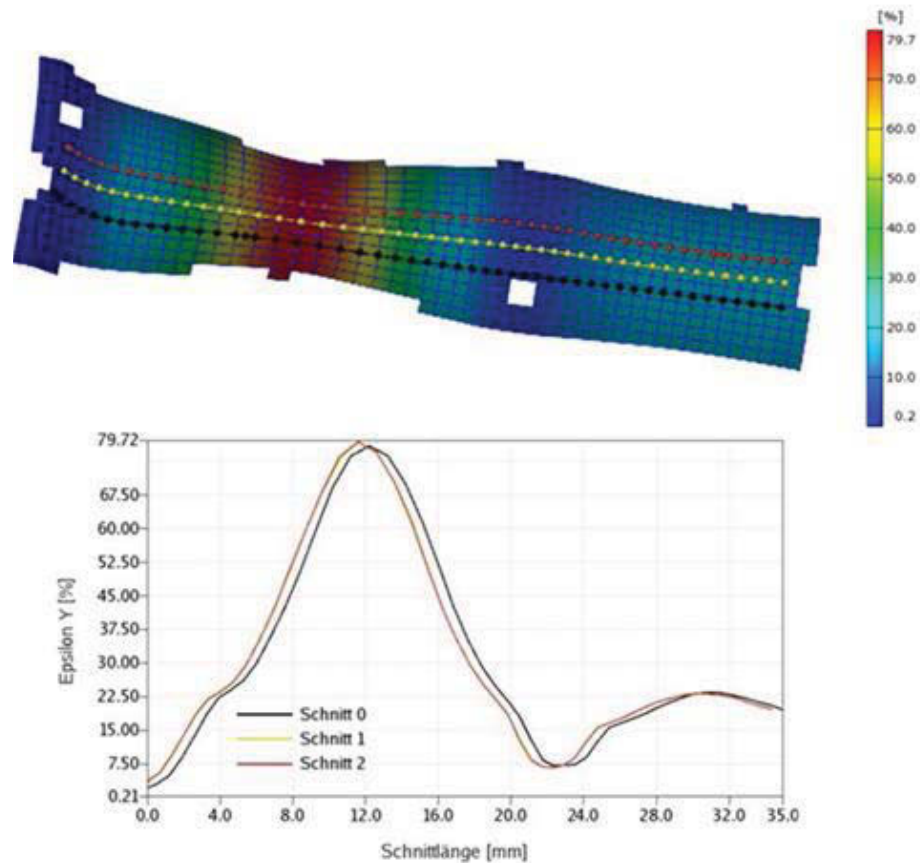


Abbildung 3-52: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P4.

3.4.3 Ergebnisse des Zugversuches für die 2. Versuchsreihe

Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Tabelle 22 dargestellt. Der Trend der zunehmenden Zugfestigkeit mit der Dicke der Schweißnaht ist auch hier festzustellen. Lediglich die Probe P14 weist bei größerer Dicke eine geringere Zugfestigkeit als die korrespondierende Probe P13. Dies könnte jedoch dadurch erklärt werden, dass insbesondere in der WEZ der Probe P14 vermehrt Seigerungszeilen vorgefunden wurden. Des Weiteren ist der Einfluss der Wärmebehandlung zu nennen, die zu einer „Beseitigung“ der Streckgrenze für die diffusionsgeglühten Proben führt. Bei normalgeglühten Prüfkörpern ist hingegen eine ausgeprägte Streckgrenze zu erkennen.

Tabelle 22: Ergebnisse des Zugversuches für die zweite Versuchsreihe.

Normalgeglüht, R_m in [N/mm ²]		Diffusionsgeglüht, R_m in [N/mm ²]	
P13 (2)	470	P38 (7)	524
P14 (5)	462	P 12 (1)	386

Bei der Probe P14 konnte vor dem Erreichen der Zugfestigkeit ein erheblicher Abfall der Spannung festgestellt werden. Dies kann zum Teil auf die Seigerungsbänder zurückgeführt werden, die vor allem im Bereich der WEZ vorgefunden wurden.

Abbildung 3-53 gibt das Spannungs- Dehnungsdiagramm für die Probe P12 wieder. Es muss vermerkt werden, dass diese Probe vor dem Diffusionsglühen einer Normalglühung unterzogen wurde. Trotzdem ist eine ausgeprägte Streckgrenze nicht mehr zu erkennen. Dies kann als ein Grund für die verhältnismäßig niedrige Festigkeit angeführt werden.

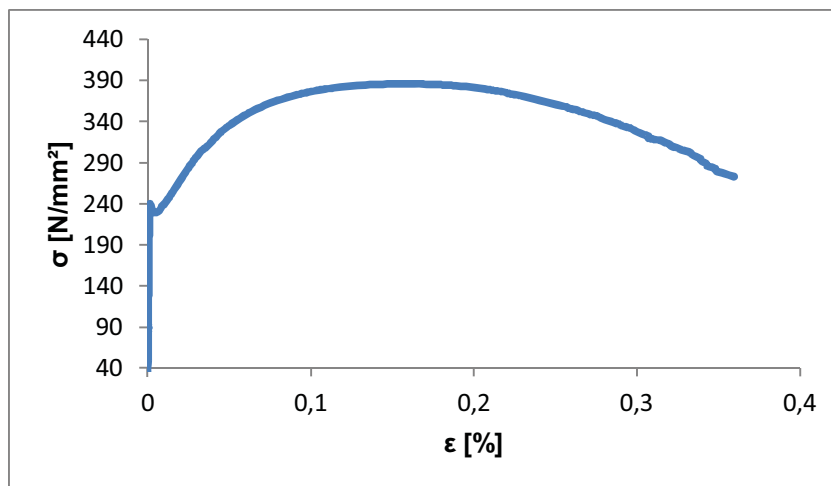


Abbildung 3-53: Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P12.

In Abbildung 3-54 ist das Spannungs- Dehnungsdiagramm für die Probe P38 dargestellt. Festzuhalten ist wiederum dass keine ausgeprägte Streckgrenze vorliegt.

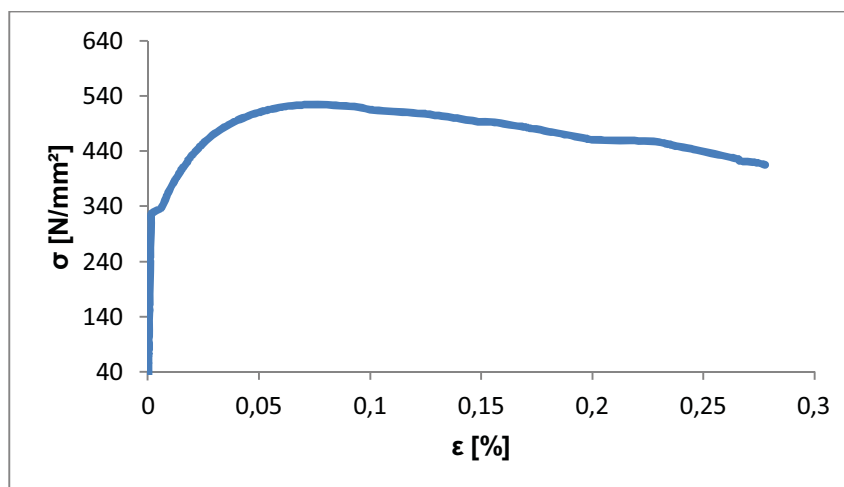


Abbildung 3-54: Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P38.

Abbildung 3-55 gibt die Dehnungsverteilung in der Anfangsphase des Zugversuches wieder. Festzuhalten ist wieder eine Inhomogenität der Dehnungsverteilung. Dies ist jedoch nicht so stark ausgeprägt gegenüber der Probe P4.

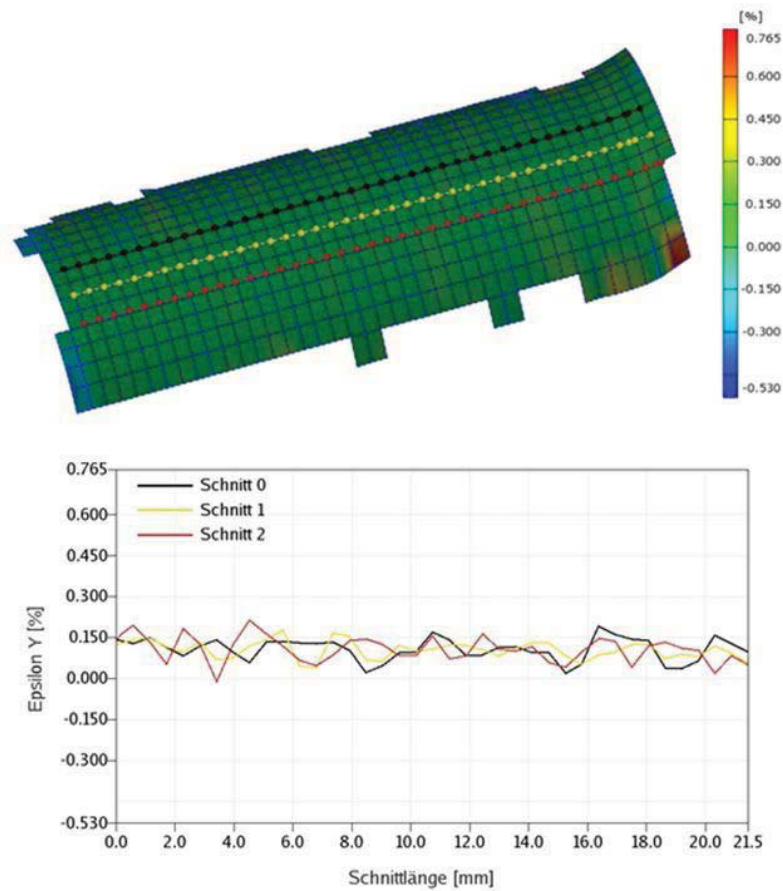


Abbildung 3-55: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P38.

Aus Abbildung 3-56 wird ersichtlich, dass die inhomogene Dehnungsverteilung mit steigender Belastung abnimmt. Es ergibt zudem eine erhöhte Spannungskonzentration im Grundwerkstoff. In der Schweißnaht ist die Dehnung sehr gering.

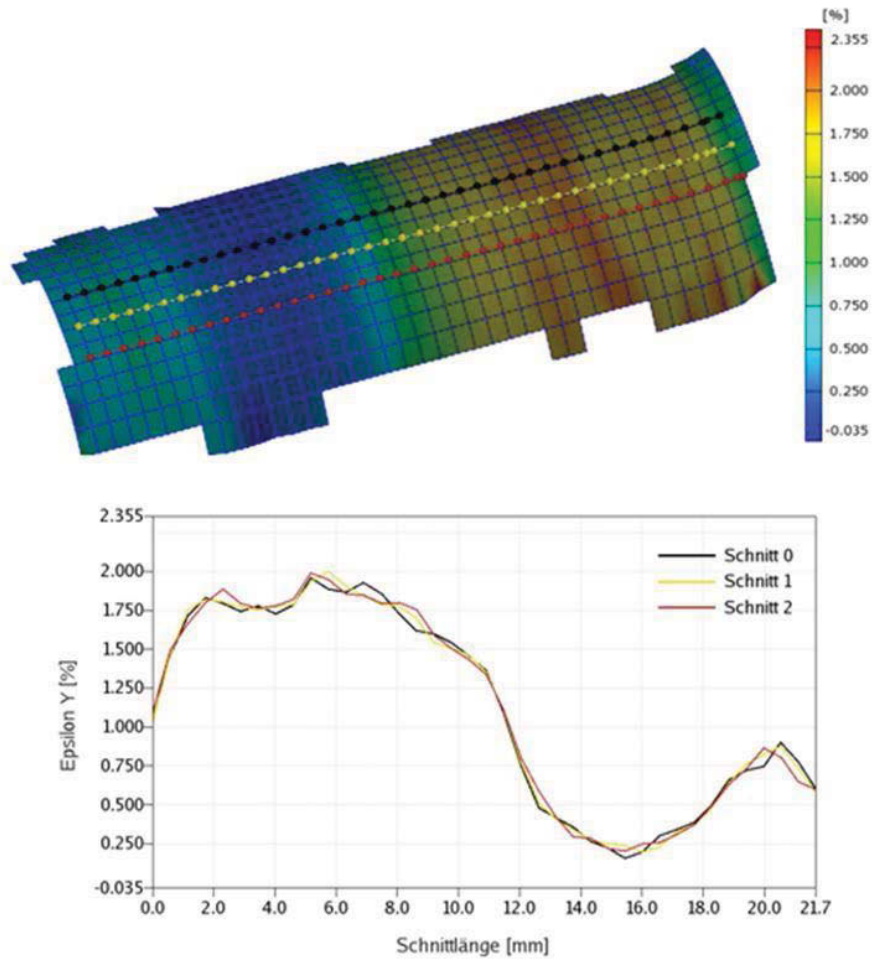


Abbildung 3-56: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P38.

Abbildung 3-57 gibt die Dehnungsverteilung kurz vor dem Bruch der Probe wieder. In dieser Phase des Versuches ist festzustellen, dass die Inhomogenität völlig verschwindet. Des Weiteren kann vermerkt werden, dass die Dehnungswerte für alle Proben annähernd gleich sind.

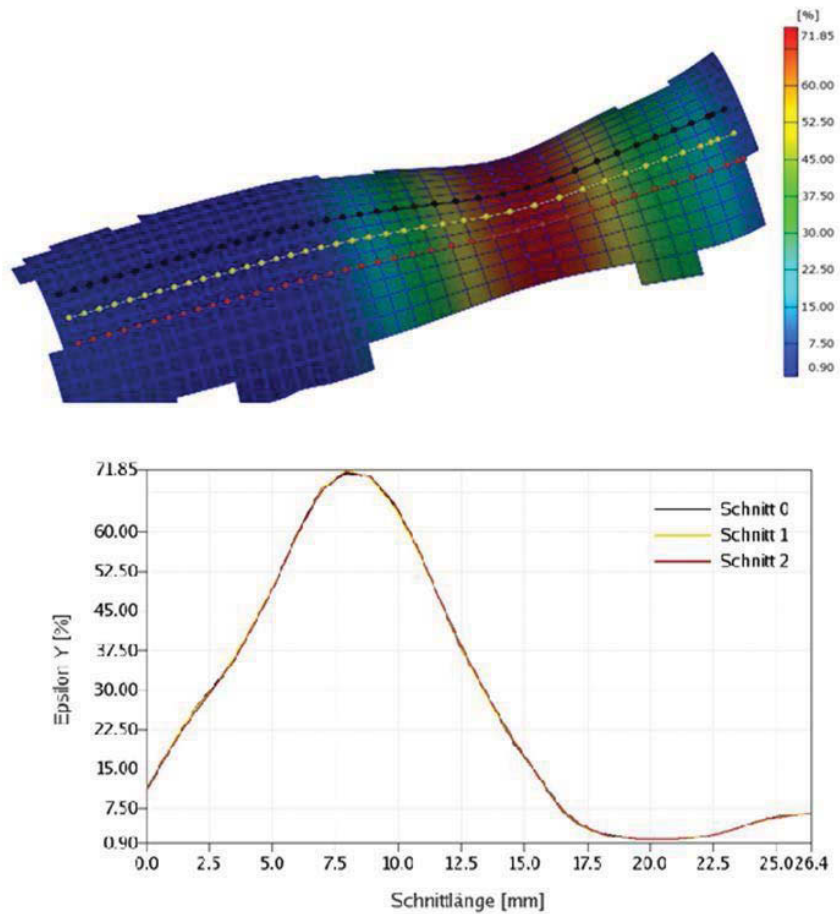


Abbildung 3-57: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P38.

Abbildung 3-58 stellt das Dehnungsverhalten der Probe P14 dar. Auch wenn es nur geringfügig ist, sind hier Inhomogenitäten festzustellen. Die größten Dehnungen treten wie erwartet im Grundwerkstoff auf. Die Dicke der Schweißnaht beeinflusst die Dehnungsverteilung nicht, sondern hat nur auf die Zugfestigkeit einen erheblichen Einfluss. Des Weiteren kann gesagt werden, dass die Seigerungsbänder ungleichmäßige Dehnungsverteilung hervorrufen, selbst wenn diese nicht stark präsent sind.

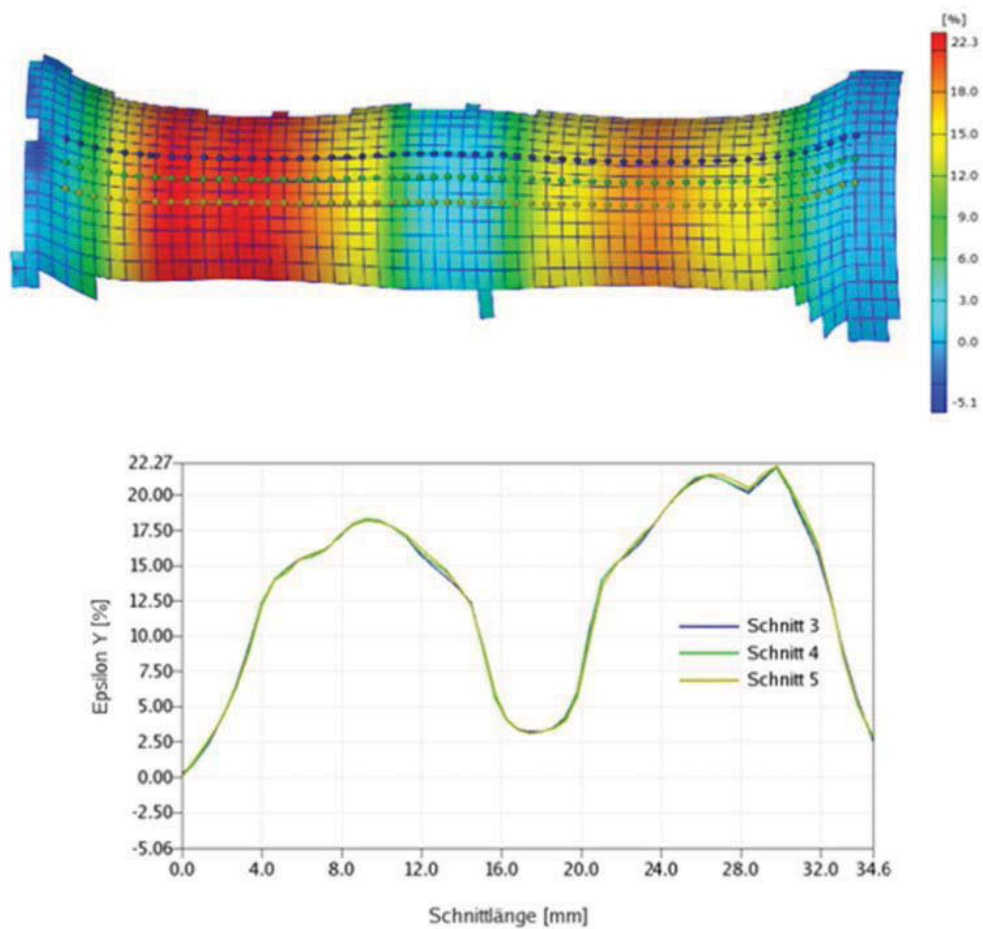


Abbildung 3-58: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P14.

Abbildung 3-59 gibt die Dehnungsverteilung zu Beginn des Zugversuches an. Festzustellen ist, dass insbesondere in dieser Phase größere Inhomogenitäten zu verzeichnen sind. Die Dehnungen in der Zone mit der maximalen Belastung weisen dabei ausgeprägte Ungleichheiten auf. Dies ist auch der Bereich der WEZ wo die Seigerungsbänder festgestellt wurden.

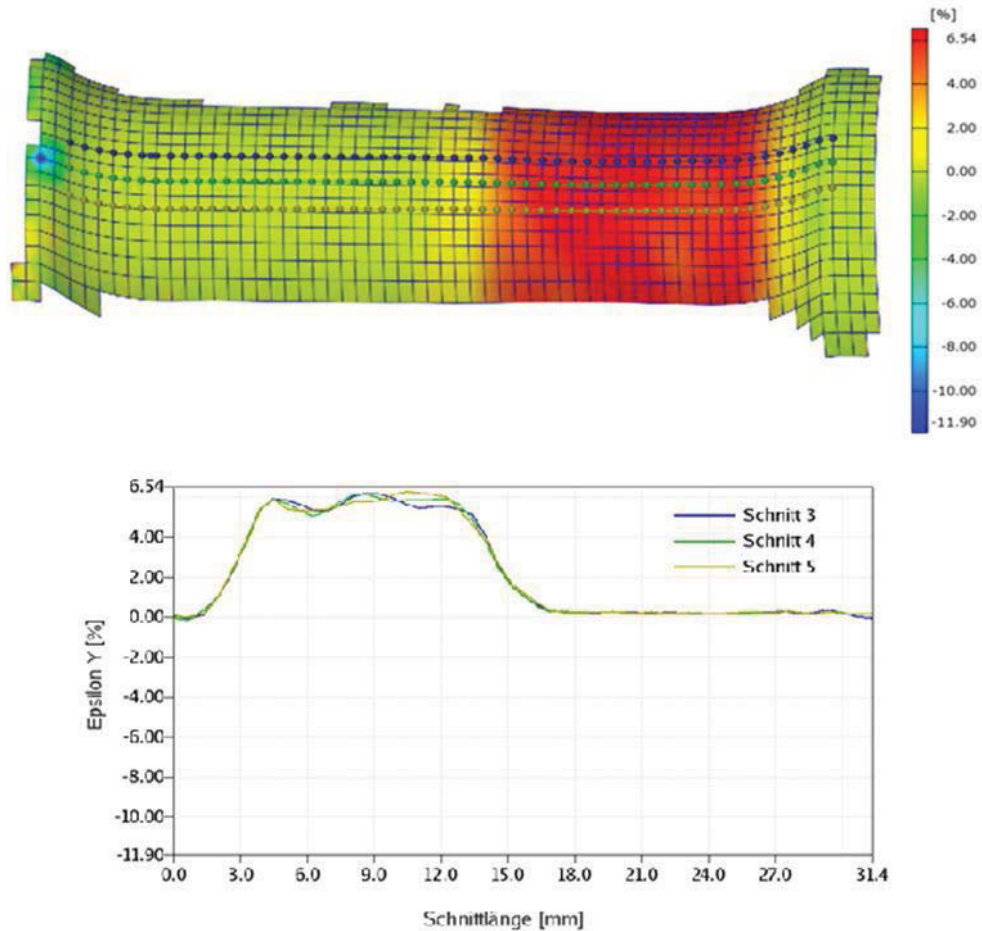


Abbildung 3-59: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P14.

3.4.4 Ergebnisse des Zugversuches für die 3. Versuchsreihe

Die Zugfestigkeit für die Probe P16 beträgt 487 N/mm^2 . Die Probe P18 versagte bereits zu Beginn des Versuches. Hierfür kann zum Teil der Versatz während der Fertigung sowie eine unvollständige Verschweißung genannt werden. In Abbildung 3-60 ist das Spannungs-Dehnungsdiagramm der Probe P16 dargestellt. Das Vorhandensein von mehreren, unterschiedlichen Schichten ändert kaum etwas Merkbares in der Zugfestigkeit. Wiederum ist eine ausgeprägte Streckgrenze festzuhalten.

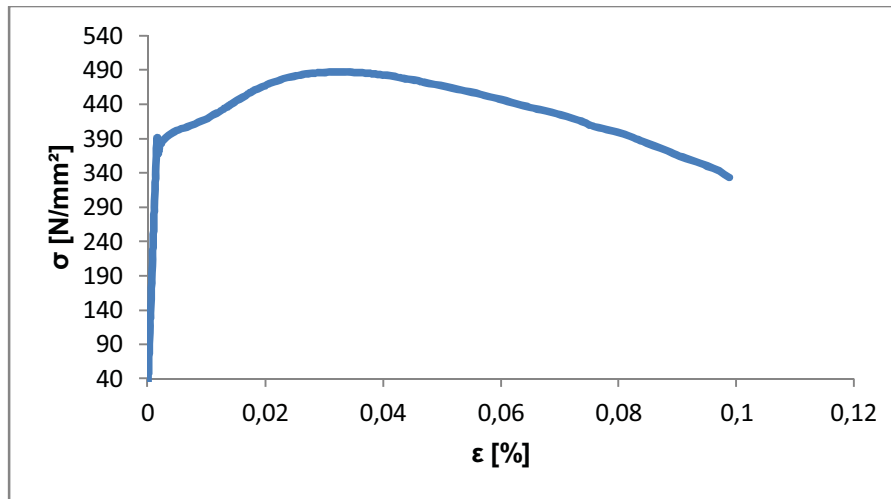


Abbildung 3-60: Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P16.

In Abbildung 3-61 ist die Dehnungsverteilung mit zugehörigem Diagramm dargestellt. Eine inhomogene Verteilung der Dehnung ist bereits zu Beginn des Versuches festzustellen. Zu vermerken ist auch, dass bei den mehrlagigen Proben keine signifikanten Seigerungsbänder festgestellt werden konnten. Es sei jedoch auf den Versatz bei der Fertigung hingewiesen, da es diese nicht zu vermeidbar schien.

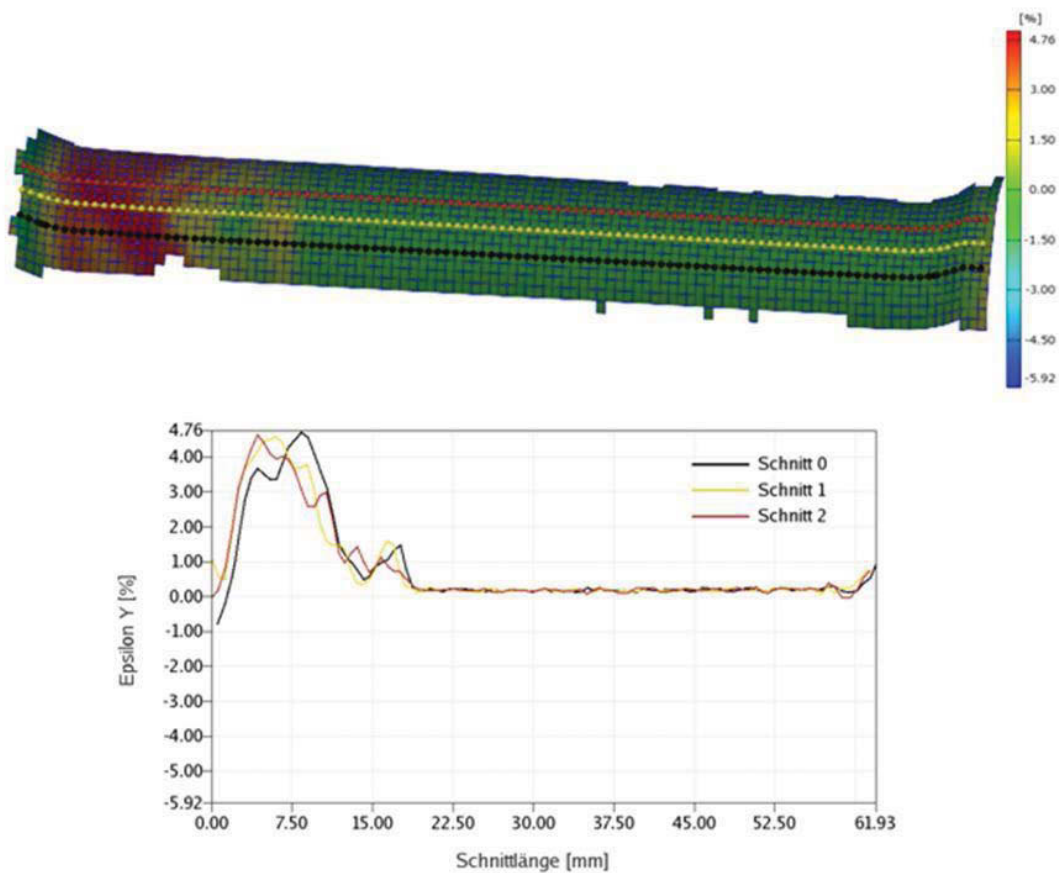


Abbildung 3-61: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P16.

Abbildung 3-62 gibt die Dehnungswerte zu einem fortgeschrittenen Zeitpunkt wieder. Festzustellen ist, dass die Inhomogenität nicht behoben wird.

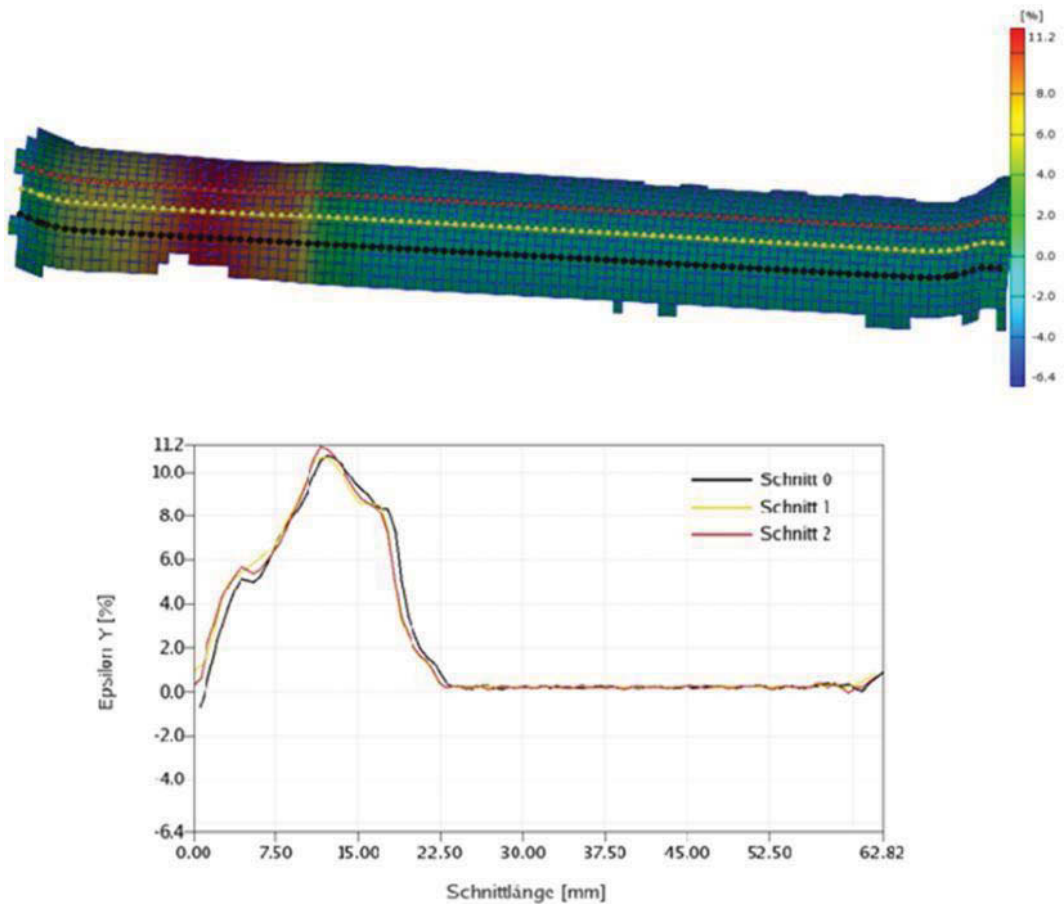


Abbildung 3-62: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P16.

Zusammenfassung der Ergebnisse des Zugversuches

Die Wärmebehandlungsart hat einen entscheidenden Einfluss auf das Materialverhalten wie aus den Spannungs- Dehnungsdiagrammen hervorgeht. Das Normalglühen führt zu einer ausgeprägten Streckgrenze hingegen wird diese beim Diffusionsglühen nahezu eliminiert. Dies könnte auch als ein Grund für die geringe Streuung der Zähigkeitswerte von den diffusionsgeglühten Proben im Kerbschlagbiegeversuch sein. Bei diffusionsgeglühten Proben wurden keine Seigerungserscheinungen beobachtet, wohl aber bei normalgeglühten Prüfkörpern. Die Breite der Schweißnaht bewirkt im Allgemeinen höhere Zugfestigkeiten. Die Dehnungsmessungen ergaben für normalgeglühte Proben selbst im Bereich der Einschnürung eine ständig präsente Inhomogenität. Bei den Diffusionsgeglühten Prüfkörpern wurde auch zwar Inhomogenität festgestellt, diese wurden jedoch bei höheren Kräften wieder aufgehoben. Somit kann die Aussage getroffen werden, dass die vorliegende Inhomogenität der Dehnungsverteilung bei normalgeglühten Proben zum Teil auch auf

Seigerungsänderungen zurückgeführt werden könnte. Der höhere Kohlenstoffgehalt scheint hinsichtlich der Festigkeitseigenschaften keinen entscheidenden Einfluss zu haben, wie aus den Messungen hervorgeht. Seigerungserscheinungen wurden für die Probe P14 beobachtet, die eine breitere heterogene Zone aufweist, somit liegt der Schluss nahe, dass bei breiter werdender Schweißnahtzone die Neigung zur Seigerungsbildung zunimmt.

3.4.5 Kerbschlagbiegeversuche

Im Folgenden werden die Ergebnisse für die Kerbschlagbiegeversuche dargestellt. Hauptziel dieser Untersuchung ist vor allem den Einfluss der Seigerungsänderungen auf die Zähigkeit bzw. mechanischen Eigenschaften durch Veränderung verschiedener Parameter näher zu beschreiben. Insbesondere auf das Zähigkeitsverhalten der Verbindung in unterschiedlichen Stellen der Probe wurde ein besonderes Augenmerk gelegt. Hierfür wurden Kerbschlagbiegeversuche durchgeführt wobei eine Variation der Kerblage erfolgte. Des Weiteren kam der Beschreibung des Einflusses von ungleichen Wärmebehandlungen eine besondere Bedeutung zu.

Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche für die 1. Versuchsreihe

In Abbildung 3-63 ist die Kerbschlagarbeit im Zusammenhang mit der Distanz von der Schweißnahtmitte dargestellt. Die Lage der Kerben für die drei Versuchsreihen wurde bereits in den Abbildungen 3-5 bis Abbildung 3-10 gezeigt. Zur Veranschaulichung wird die Schweißnaht orange, die WEZ grün sowie die Kerbe als schwarzen Strich dargestellt. Ausgehend von einer mittigen Kerblage Richtung Grundwerkstoff ist zu erkennen, dass die Zähigkeit der Verbindung im Bereich der WEZ zunimmt und gegen den Ausgangswerkstoff C15 hin wieder abnimmt. Derselbe Trend ist sowohl bei Raumtemperatur als auch bei -20 °C zu verzeichnen. Für die Proben ohne Wärmebehandlung ist eine starke Streuung festzuhalten. Die Prüfkörper welche Diffusionsgeglüht wurden weisen eine äußerst niedrige Variation der Kerbschlagarbeit zwischen den beiden Prüftemperaturen auf.

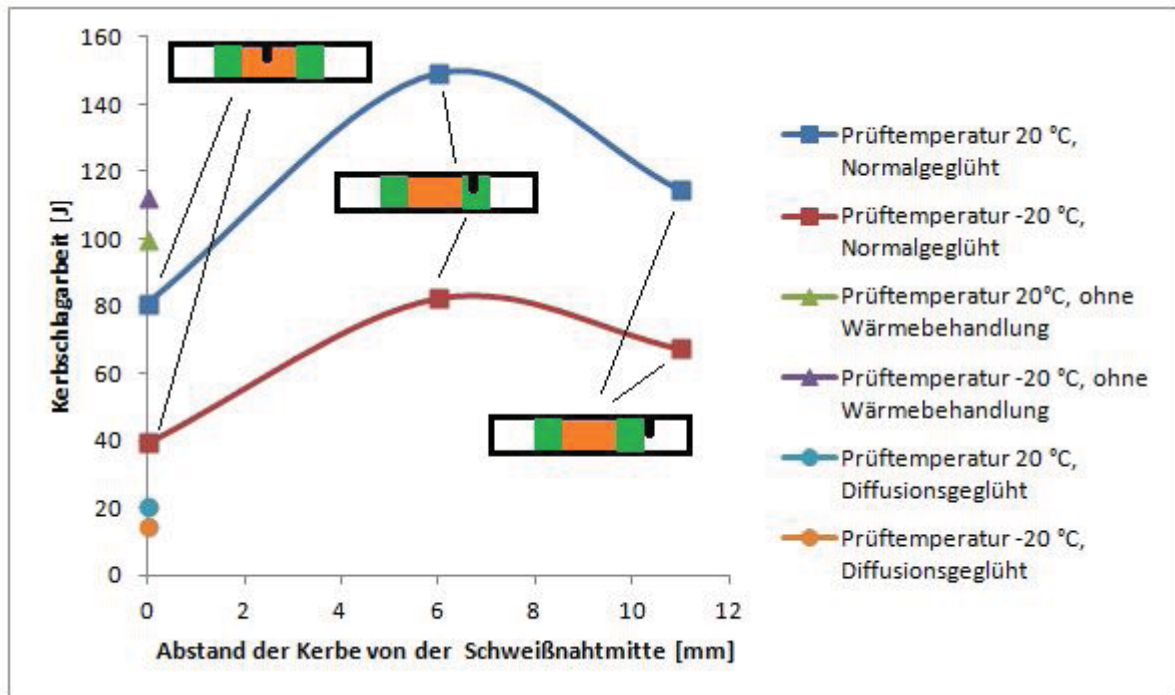


Abbildung 3-63: Kerbschlagarbeit als Funktion der Distanz zur Schweißnahtmitte für die 1. Versuchsreihe.

Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche für die 2. Versuchsreihe

In Abbildung 3-64 sind die Kerbschlagarbeiten als Funktion der Distanz zur Schweißnahtmitte für die 2. Versuchsreihe (VR) wiedergegeben. Diese Distanz entspricht einer Fortbewegung der Kerbe von der Mitte der Schweißnaht bis zu deren „Kante“ also dem Übergangsbereich zur WEZ. Bei der Skizze für die letzten Datenpunkte wurde ebenso die Dicke der Schweißnaht berücksichtigt. Auffallend ist eine stetige Abnahme der Zähigkeit innerhalb der Schweißnaht. Die starke Streuung der Werte für die Proben ohne Wärmebehandlung ist wiederum festzustellen. Bei den Prüfkörpern die diffusionsgeglüht wurden ist festzuhalten, dass obwohl die Proben als relativ spröde eingestuft werden können, die Werte zwischen den beiden Prüftemperaturen nicht so stark schwanken. Die Dicke der Schweißnaht hat insofern einen Einfluss als dass die Zähigkeit innerhalb der Naht abnimmt wenn diese größer gewählt wird, wie aus Abbildung 3-64 ersichtlich wird.

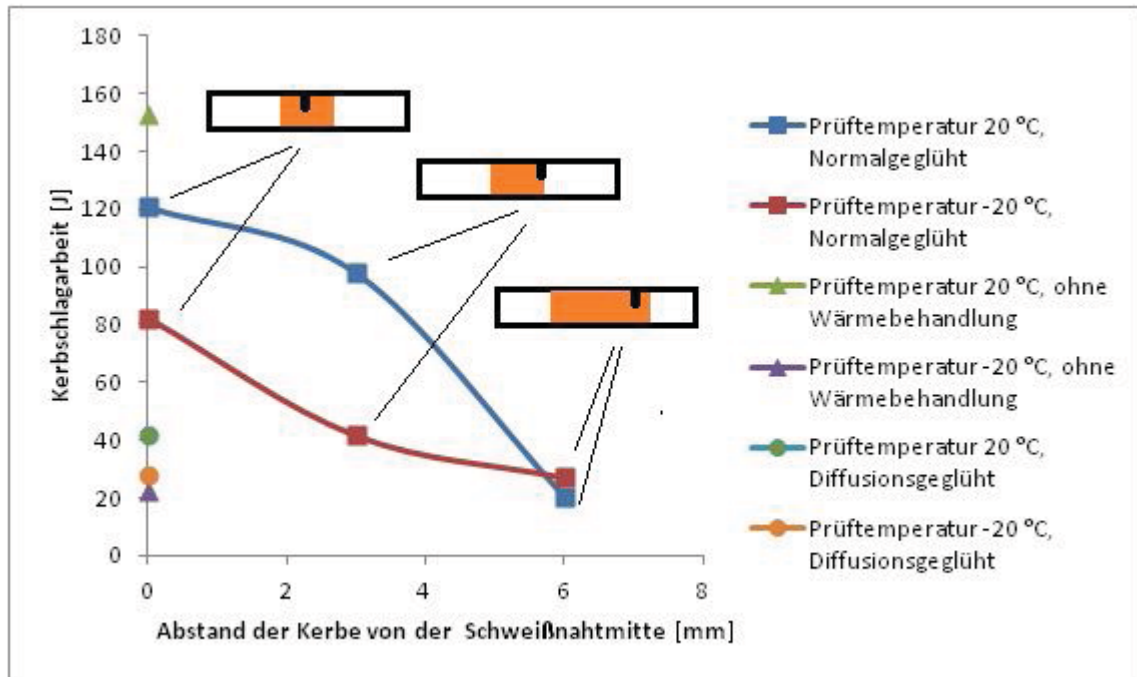


Abbildung 3-64: Kerbschlagarbeit als Funktion der Distanz zur Schweißnahtmitte für die 2. Versuchsreihe.

Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche für die 3. Versuchsreihe

In Abbildung 3-65 sind die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche für die 3. VR dargestellt. Festzuhalten ist dabei, dass ein ähnliches Verhalten wie für die 1. VR beobachtet wird, da Richtung WEZ die Zähigkeit der Verbindung im normalgeglühten Zustand zunimmt. In der Schweißnaht wurden in allen drei Versuchsreihen generell niedrigere Werte festgestellt wie in der WEZ. Hinsichtlich diffusionsgeglühter Prüfkörper kann gesagt werden, dass die Differenz zwischen den Prüftemperaturen nahezu völlig unwirksam für die Zähigkeit wirkt. Des Weiteren ist zu vermerken, dass nach dem alle Kerbschlagproben geprüft wurden, sich ein annähernd sinusförmiger Verlauf für die Zähigkeit über der Schweißnaht bis zum Grundwerkstoff hin ergibt.

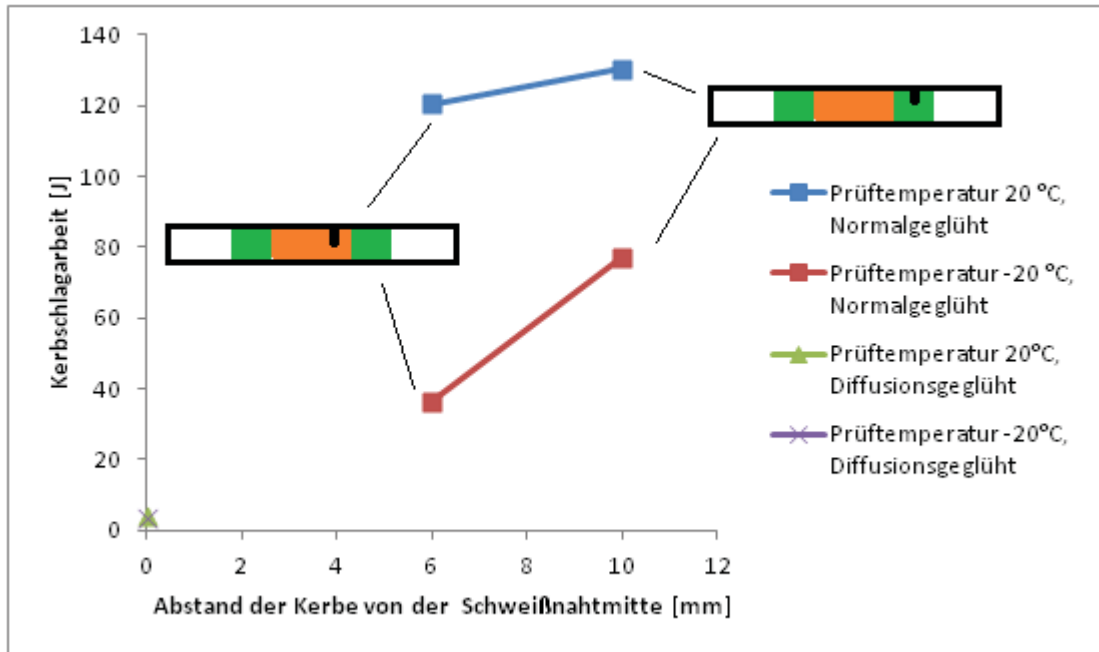


Abbildung 3-65: Kerbschlagarbeit als Funktion der Distanz zur Schweißnahtmitte für die 3. Versuchsreihe.

4. Zusammenfassung und Ausblick

Im Folgenden sollen die wesentlichen Erkenntnisse über die Seigerungen bzw. Seigerungsänderungen in Stählen zusammengefasst und erläutert werden. Aus dem theoretischen Teil der Arbeit nach der Studie von Chima C. Ugwuegbu, Andrew I. Obgona wird ersichtlich, dass wenn von derselben Stahlzusammensetzung aber unterschiedlichen Fertigungsschritten ausgehend versucht wird die Wirkung von den mikrostrukturellen Bändern zu erklären, der Einfluss von Seigerungszeilen sehr deutlich zu erkennen sind. Dies äußert sich vor allem durch eine starke Reduktion der Streckgrenze und der Zugfestigkeit. Hingegen konnte nach der Arbeit von R.A. Grange festgestellt werden, dass sich die Seigerungsänderungen nicht wesentlich auf die mechanischen Eigenschaften auswirken, obwohl auch von annähernd der gleichen Stahlzusammensetzung ausgegangen wurde, bei dieser Studie wurde auch der Einfluss des Faserverlaufs in diesem Zusammenhang untersucht. Jedoch ergaben sich keine erheblichen Einflüsse sowohl auf die Zugfestigkeit als auch auf die Streckgrenze. In Abhängigkeit von der Faserlage konnte jedoch bei der Übergangstemperatur ein Einfluss der Faserorientierung auf die Zähigkeit festgestellt werden. Es kann festgehalten werden, dass eine Längsorientierung der Proben einen günstigeren Einfluss auf die Zähigkeit haben als die querorientiert vorliegenden Prüfkörper. Aus den Versuchsergebnissen die aus der vorliegenden Arbeit erzielt wurden, können als wesentliche Punkte genannt werden, dass die Zugfestigkeit entscheidend durch die Breite der Schweißnaht beeinflusst wird. Je breiter die simulierte Seigerungszone, desto stärker war der Seigerungskoeffizient und die Auswirkung auf das mechanische Verhalten. Des Weiteren ist auch der Einfluss der verschiedenen Wärmebehandlungen auf die mechanischen Eigenschaften zu berücksichtigen. Durch Diffusionsglühen konnten geseigerte Bereiche sehr gut ausgeglichen werden. Proben ohne Wärmebehandlung weisen deutliche Seigerungen auf und diese zeigen auch große Streuungen hinsichtlich der Zähigkeit bei niedrigeren Temperaturen. Bei den diffusionsgeglühten Teilen konnten jedoch keine signifikanten Unterschiede bezüglich ihrem Zähigkeitsverhalten bei RT und -20 °C festgestellt werden. In Bezug auf die Dicke der Schweißnaht (Seigerungszone) und damit einer erhöhten Konzentration an Kohlenstoff kann gesagt werden, dass eine breitere heterogene Zone die Zähigkeit in dieser deutlich reduziert. Auffallend ist jedoch eine wesentliche Zunahme der Zähigkeit im Bereich der WEZ, wo die Seigerungszeilen vorgefunden wurden. Es wurde auch festgestellt, dass es durch Seigerungen zu einer inhomogenen Dehnungsverteilung kommt, die bis zum Bruch der Proben erhalten bleibt. Bei diffusionsgeglühten Proben wird aber die Dehnungsverteilung mit zunehmender Verformung homogener.

In der 2. Versuchsreihe konnte festgestellt werden, dass höhere Kohlenstoffgehalte die Bildung von diesen mikrostrukturellen Inhomogenitäten unterbinden. Dies hängt vor allem damit zusammen, da aufgrund der geringeren Abkühlgeschwindigkeiten es vermehrt zur Entstehung von Bainit gekommen ist. Hinsichtlich der Zähigkeitswerte kann vermerkt werden, dass mit zunehmender Breite der heterogenen Zone die Zähigkeit in diesem Bereich abnimmt.

5. Schlussfolgerungen

Als wesentliche Erkenntnisse aus dieser Arbeit können nun zusammengefasst werden, dass die nachfolgende Wärmebehandlung (WB) eine ganz wichtige Rolle sowohl im Zusammenhang mit der Behebung der Seigerungen als auch hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften der Bauteile spielen. Durch eine Diffusionsglühung konnten simulierte Seigerungen behoben werden, auch wurden bei diesen Proben die niedrigsten Streuungen bezüglich der Zähigkeitswerte bei unterschiedlichen Temperaturen festgestellt. Daraus kann man schließen, dass für Komponenten mit chemisch heterogenen Gefügebereichen eine derartige WB wirkungsvoll ist, um den betrieblichen Anforderungen zu genügen. Ein höherer Kohlenstoffgehalt bewirkt im Zusammenhang mit dem steigenden Gehalt an Zwischenstufengefüge eher ein Abklingen der Seigerungserscheinungen. Die zunehmende Dicke einer Seigerungszone bewirkt erst ab einer bestimmten Breite einen deutlichen Effekt. Bei niedrigeren Gehalten an Kohlenstoff ist dieses Phänomen ausgeprägter. Es hat sich auch gezeigt, dass Seigerungen keinen großen Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften der Proben haben, dass aber eine inhomogene Dehnungsverteilung auftritt, die selbst bei größten Verformungen infolge Verfestigung nicht ausgeglichen wird. Bei Stahlprodukten die isotrope mechanische Eigenschaften unter Betriebsbedingungen aufweisen müssen ist dieser Sachverhalt zu berücksichtigen. Des Weiteren wurde in der Arbeit festgestellt, dass insbesondere in geseigerten Bereichen die Zähigkeitswerte nicht konstant sind. Die Zähigkeit nimmt innerhalb der Schweißnaht ab und dann ab der WEZ bis zum Grundwerkstoff wieder zu. Durch eine Wärmebehandlung können diese Unterschiede aber deutlich verringert werden.

Abkürzungsverzeichnis

°C	Grad Celsius
R _m	Zugfestigkeit
Re	Streckgrenze
WEZ	Wärmeeinflusszone
VR	Versuchsreihe
T _ü	Übergangstemperatur
SKZ	Sekundärkühlzone
Y	Geometriefaktor
K	Spannungsintensität
K _{IC}	kritischer Spannungsintensitätsfaktor
EMS	Elektromagnetisches Rühren
MSR	Mechanische Soft-Reduction
WB	Wärmebehandlung

Literaturverzeichnis

- [1] Ilchner, B., Singer, F. R., Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik, Springer, Berlin, 2010, 5. Auflage.

- [2] Wikipedia
<http://de.wikipedia.org/wiki/Scheil-Gleichung>

- [3] Hasse, S., Guß- und Gefügefehler, Schiele & Schön, Berlin, 2002, 2. Auflage

- [4] Gießerei Lexikon
http://giessereilexikon.com/index.php?option=com_content&view=article&id=721%3Aseigerung&catid=19%3As&lang=de

- [5] Herstellung des Gussgefüges, Brütsch/Rüegger Holding AG
http://www.brr.ch/web4archiv/objects/objekte/metals/ts/1/04_d.pdf

- [6] Campbell, J., Castings, Butterworth-Heinemann, Oxford, 1991, 2. Auflage.

- [7] Roos, E., Maile, K., Werkstoffkunde für Ingenieure, Springer, Berlin, 2011, 4. Auflage.

- [8] Doege, E., B. A. Behrens, Handbuch Umformtechnik, Springer, Berlin, 2010, 2. Auflage.

- [9] Sorelmetal, Guusseisen mit Kugelgraphit, Rio Tinto Iron & Titanium Inc., Montreal, 2004, 1. Auflage

- [10] Sang, B., Kang, X., Li, D., Journal of Materials Processing Technology 210, Elsevier, Shenyang, 2009, Seiten 703-711

- [11] Felkins, K., Leighly, H.P., Jr., Jankovic, A., JOM-Journal 50 (1), 1998, Seiten 12-18

- [12] Informationen über Stahl für Metallographen
<http://www.metallograf.de/start.htm?/probenvorbereitung/makro2.htm>

- [13] MPA Stuttgart
http://mitglied.multimania.de/fpgc/downs/09_Metallographie.pdf
- [14] Wikipedia
<http://de.wikipedia.org/wiki/Elektronenstrahlmikroanalyse>
- [15] Die Elektronenstrahl-Mikrosonde
http://webpace.webring.com/people/fg/gunnar_ries/mikrosonde.html
- [16] Firma Systemforschung
http://www.sysfo.de/Geschäftsbereiche_/Werkstoffprüfung/Seigerung/seigerung.html
- [17] Ebner, R., Bruch metallischer Werkstoffe, Dissertation, Institut für Metallkunde und Werkstoffprüfung, Montanuniversität Leoben, 1983
- [18] Panzenböck, M., Skriptum zu den Übungen zu Werkstoffprüfung, Montanuniversität Leoben, Lehrstuhl für Metallkunde und Werkstoffprüfung, 4. Auflage, 2003
- [19] Ugwuegbu, C. C., Ogbonna, I. A., Effect of microstructural changes on the mechanical properties of hot worked C-Mn steel, International Journal of Academic Research, Vol. 3 Nr. 6, 2011, Seiten 207-213
- [20] Chadwick G. A., Metallography of Phase Transformations, Butterworth London, 1972
- [21] Pschera, R., Repetitorium aus Werkstoffmodelle in der Umformtechnik, Montanuniversität Leoben, Lehrstuhl für Umformtechnik, SS 2011
- [22] Van Vlack L.H., Elements of Materials Science and Engineering, Addison Wesley, 1989, 6. Auflage
- [23] http://www.industrieanzeiger.de/c/document_library/get_file?uuid=7cd6f4e1-6422-4442-bbdc-709fa34412bb&groupId=12503
Massivumformung für Energieeffizienz und Leichtbau, M. Dahme, Hannover, 2011
- [24] Einfluss von Faserverlauf und Gefüge auf die Schwingfestigkeit von AFP-Stählen, Deutsche Massivumformung, Abgeschlossenes Projekt, AVIF Projekt A245

- [25] Grange R. A., Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 2 Nr. 2, 1971, Seiten 417-426
- [26] Jatzcak, C.F., Girardi, D. J., Rowland, E. S., Trans. ASM, 1956, Vol. 48, Seite 279
- [27] Hougardy, H.P., Rose, A., Härtereit-Tech.-Mitt., 1969, Vol. 24, Seite 106
- [28] Schwerdfeger, K., Metallurgische Probleme beim Stranggießen von Stahl, Stahl und Eisen, Nr. 6, 1978, Seite 225-235
- [29] Curry, D.A., The effect of electromagnetic stirring on segregation and inclusion distribution in continuously cast billets, Iron and Steel Maker, Nr. 8, 1987, Seiten 37-47
- [30] Jauch, R., Courths, W., Hentrich, R., Jung, H.P.: et al., Elektromagnetisches Rühren im Sekundärkühlbereich von Vorblock- und Knüppelstranggießanlagen, Stahl und Eisen, Nr. 9, 1984, Seite 429
- [31] Förster, E., Rudolf, G., Sterchen, K., Einsatz elektromagnetischer Rührer in der Sekundärkühlzone einer Knüppelstranggießanlage, Stahl und Eisen, Nr. 25/26, 1982, Seiten 1277-1284
- [32] El Gammal, T., Pongs, M., Protmann, B., et al., Materialsammlung zum Praktikum Metallurgie, 1994/1995, 3. Auflage
- [33] Suzuki, K.; Shinsho, Y., Hot model Experiments on Electromagnetic Stirring at about End of Continuously Cast Bloom, Transactions ISIJ, 1984, Nr.11, Seite 940
- [34] Mizukami, H., Komatsu, M., Kawakami, K., Kitagawa, T., Effect of Electromagnetic Stirring at the Final Stage of Solidification of Continuously Cast Strand, Transactions ISIJ, 1984, Nr.11, Seite 923
- [35] Iwata, H., Yamada, K., Fujita, T., Hayashi, K., Electromagnetic Stirring of Molten Core in Continuous Casting of High Carbon Steel, Transactions ISIJ, 1976, Nr.7, Seite 374

- [36] Koblenzer, H., Einfluss einer Umformung mit flüssigem Kern auf die Innenbeschaffenheit von im Stranggegossenen Stahlknüppeln, Dissertation, 2000, ISBN: 3-8265-7252-1
- [37] Figala, G., Konstruktion, Bau und Inbetriebnahme einer kombinierten Torsions- und Reibschweißanlage, Diplomarbeit, Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben, 2008
- [38] Günter, S., Metallurgie des Schweißens, Springer, Berlin, 2010, 4. Auflage
- [39] Horn, V., Schweißtechnischer Gefügeatlas, DVS, Düsseldorf, 1974
- [40] Yamada, H | Sakurai, T | Takenouchi, T., Critical Conditions for the Formation of "A" Segregation in Forging Ingots, Tetsu-to-Hagane (J. Iron Steel Inst. Jpn.), Vol. 75, Nr. 1, 1989, Seiten 97-104
- [41] Stauber, R., "Werkstoffe und Technologien für den Automobil Leichtbau", in Verbundwerkstoffe, 17. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, bearbeitet von W. Krenkel, WILEY-VCH, Weinheim, Deutschland, 2009, Seiten 12-26
- [42] ARAMIS-Optische 3D Verformungsanalyse
<http://www.gom.com/de/messsysteme/systemuebersicht/aramis.html>
- [43] Buchmayr, B., Figala, G., Taschauer, M., Wallner, S., Metallurgical And Mechanical Analyses Of Dissimilar Friction Weldments Of Ferrous And Non-Ferrous Metals For Lightweight Components, 14. Internationales ESAFORM Konferenz für Umformtechnik, 2011
- [44] Wang, W., Simulation des Erstarrungsprozesses und des Inline-Walzens von im Strang gegossenen Stahlknüppeln mit flüssigem Kern, Dissertation, Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik, RWTH Aachen, 2006

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Konzentrationsverlauf in der Schmelze, keine Diffusion im Festkörper.(a) Diffusion aber keine Konvektion in der Schmelze, (b) Diffusion und Konvektion in der Schmelze [1].	5
Abbildung 2-2: Konzentrationsverlauf während der Erstarrung [1].	6
Abbildung 2-3: Verhältnisse an der Erstarrungsfront [2].	7
Abbildung 2-4: Blockseigerung – Verteilung der Legierungselemente über dem	9
Abbildung 2-5: Umgekehrte Blockseigerung nach [3].	9
Abbildung 2-6: Verhältnisse bei der Erstarrung der Schmelze [3].	10
Abbildung 2-7: Seigerungen an GGL mit großer Wanddicke [4].	11
Abbildung 2-8: Verteilung der Elemente innerhalb des Bereichs der Seigerung in GGL [4].	12
Abbildung 2-9: Verlauf der Erstarrung (a) und Lage der Seigerungen (b) [5].	13
Abbildung 2-10: Umgekehrtes Muster bei der Entstehung von Seigerungen [6].	14
Abbildung 2-11: Kerbschlagarbeit für A36 im Vergleich mit dem Stahl der Titanic [11].	15
Abbildung 2-12: Einfluss der Korngröße auf die zähigkeitsrelevanten Spannungen [17].	16
Abbildung 2-13: Einsatzbereich der Stähle als Funktion von der Risslänge und	17
Abbildung 2-14: Mikrostruktur des gegossenen Stahlknüppels [19].	19
Abbildung 2-15: Gefügaufnahme der Probe 2 nach dem Vorwalzen [19].	20
Abbildung 2-16: Mikrostruktur der warmgewalzten Probe [19].	20
Abbildung 2-17: Streckgrenze als Funktion von der Korngröße [19].	21
Abbildung 2-18: Zugfestigkeit als Funktion der Korngröße [19].	22
Abbildung 2-19: Zusammenhang zwischen Korngröße und Duktilität [19].	23
Abbildung 2-20: Härteverlauf über der Korngröße [19].	24
Abbildung 2-21: Verlauf der Korngröße in Abhängigkeit von $\ln Z$ [19].	25
Abbildung 2-22: Lage einer MnS-Faser an der Bruchfläche eines AFP-Stahles [24].	28
Abbildung 2-23: Einfluss der Faserorientierung und des Schwefelgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften [24].	29
Abbildung 2-24: Einfluss der Faserorientierung und des Schwefelgehaltes auf die Bruchdehnung und Brucheinschnürung [24].	30
Abbildung 2-25: Einfluss der Seigerungen, Reinheit sowie der Orientierung der Proben auf die Kerbschlagarbeit bei 50 % Sprödbruchanteil [25].	31
Abbildung 2-26: Gefügestruktur der beiden Brammen vor- und nach dem Walzen [25]	33
Abbildung 2-27: Gefügebilder der Stähle im normalgeglühten Zustand: a) reiner Stahl mit Seigerungszeilen, b) reiner Stahl ohne Seigerungszeilen, c) unreiner Stahl mit Seigerungszeilen, d) unreiner Stahl ohne Seigerungszeilen [25].	35

Abbildung 2-28: Rückbildung von Seigerungsbändern über eine warmgewalzte Probe deren Seigerungszeilen durch Hochtemperatur Normalglühen beseitigt wurden: a) zu 25 reduziert, b) zu 50 % reduziert, c) zu 70 % reduziert [25].....	36
Abbildung 2-29: Mikrostruktur der Proben für die mechanische Untersuchung a) Vollständig gegläht mit Seigerungsbändern, b) ohne Seigerungsbänder, c) bei 650 °C angelassener Martensit mit Seigerungszeilen d) ohne [25].	37
Abbildung 2-30: Verwendete Symbole für die Probenbezeichnung in Abbildung 2-31 [25]...	38
Abbildung 2-31: Längsproben gegläht, links: reiner Stahl rechts unreiner Stahl [25].	39
Abbildung 2-32: Querproben gegläht, links: reiner Stahl, rechts unreiner Stahl [25].	39
Abbildung 2-33: Querproben abgeschreckt und angelassen, links: reiner Stahl, rechts: unreiner Stahl [25].....	40
Abbildung 2-34: Streckgrenze als Funktion der Zugfestigkeit [25].	41
Abbildung 2-35: Auswirkung von Seigerungsbändern, Einschlüssen, Probenorientierung auf das Duktilitätsverhalten [25].	42
Abbildung 2-36: Einfluss der Seigerungen, Reinheit sowie der Orientierung der Proben auf die Kerbschlagarbeit bei 0 % Sprödbruchanteil [25].	43
Abbildung 2-37: Einfluss der Seigerungen, Reinheit sowie der Orientierung der Proben auf die Kerbschlagarbeit bei 50 % Sprödbruchanteil [25].	44
Abbildung 2-38: Einfluss der Seigerungen, Reinheit sowie der Orientierung der Proben auf die Kerbschlagarbeit bei 99 % Sprödbruchanteil [25].	44
Abbildung 2-39: Seigerungsrate für Kohlenstoff entlang der Mittellinie für die beiden Blöcke... ..	47
Abbildung 2-40: Schwefelseigerungen nach Baumann [12].	48
Abbildung 2-41: Faser- und Seigerungsverlauf bei angestauchten Schrauben, Oberhoffer Ätzung [13].	49
Abbildung 2-42: Meßsignal für eine Turbinenscheibe die durch Seigerungen entstanden ist (Oberseite) [16].....	51
Abbildung 2-43: Verlauf der Messwerte für die Unterseite der Turbinenscheibe [16].....	51
Abbildung 2-44: Vorgänge beim elektromagnetischen Rühren: a) Strömung reißt die Dendritenteilchen ab und befördert diese Richtung Schmelze b) Entstehung von Globuliten aus Dendritenteilchen	53
Abbildung 3-1: (1) Thermopaar Einheit, (2) Wasserkühlsystem, (3) Induktor, (4) feststehendes Futter (5) Werkstücke, (6) rotierendes Futter [43].....	56
Abbildung 3-2: Verlauf der Prozessparameter über der Zeit [43].....	57
Abbildung 3-3: Verhältnisse an der Schweißnaht bei der Diffusion [38].....	58
Abbildung 3-4: Anordnung der drei Versuchsreihen a) 1. VR b) 2. VR und c) 3. VR.....	59
Abbildung 3-5: Kerblage der Proben 19 und 20	60

Abbildung 3-6: Kerblage der Proben 28 und 29	60
Abbildung 3-7: Kerblage der Proben 34 und 35.	61
Abbildung 3-8: Kerblage der Proben 21 und 22.	61
Abbildung 3-9: Kerblage der Proben P23 & P26	62
Abbildung 3-10: Kerblage der Proben P24 & P25	63
Abbildung 3-11: Abmessungen der Zugproben für die ersten beiden Versuchsreihen.	64
Abbildung 3-12: Abmessungen der Zugproben für die ersten beiden Versuchsreihen.	64
Abbildung 3-13: Härteverlauf der Probe P 3 vor dem Diffusionsglühen:	67
Abbildung 3-14: Härteverlauf für die Probe P 3 nach dem Diffusionsglühen:	67
Abbildung 3-15: Gefügebildung der Probe P3 nach dem Diffusionsglühen:	68
Abbildung 3-16: Gefügebildung der Probe P3 an der Stelle 2:	68
Abbildung 3-17: Gefügebildung der Probe P3 an der Stelle 3:	69
Abbildung 3-18: Härteverlauf der Probe P6:.....	69
Abbildung 3-19: Gefügebildung der Probe P6 an der Stelle 1:.....	70
Abbildung 3-20 Gefügebildung der Probe P6 an der Stelle 2:.....	70
Abbildung 3-21: Gefügebildung an der Stelle 3:.....	71
Abbildung 3-22: Gefügebildung der Probe P6 an der Stelle 4:	71
Abbildung 3-23: Härteverlauf der Probe P7 nach dem Normalglühen	72
Abbildung 3-24: Gefügebildung der Probe P7 an der Stelle 1	72
Abbildung 3-25: Gefügebildung der Probe P7 an der Stelle 2	73
Abbildung 3-26: Gefügebildung der Probe P7 an der Stelle 3	73
Abbildung 3-27: Gefügebildung der Probe P7 an der Stelle 4	74
Abbildung 3-28. Härteverlauf der Probe P8 nach dem Diffusionsglühen.	74
Abbildung 3-29: Gefügebildung der Probe P8 an der Stelle 1	75
Abbildung 3-30 Gefügebildung der Probe P8 an der Stelle 2	75
Abbildung 3-31 Gefügebildung der Probe P8 an der Stelle 3	76
Abbildung 3-32: Härteverlauf der Probe P9 nach dem Normalglühen.	76
Abbildung 3-33: Gefügebildung der Probe P9 an der Stelle 1	77
Abbildung 3-34: Gefügebildung der Probe P9 an der Stelle 2	77
Abbildung 3-35: Gefügebildung der Probe P9 an der Stelle 3	78
Abbildung 3-36: Härteverlauf der Probe P17 nach Diffusionsglühen.	78
Abbildung 3-37: Gefügebildung der Probe P17 an der Stelle 1	79
Abbildung 3-38: Gefügebildung der Probe P17 an der Stelle 2	79
Abbildung 3-39: Gefügebildung der Probe P17 an der Stelle 3	80
Abbildung 3-40: Gefügebildung der Probe P17 an der Stelle 4	80
Abbildung 3-41: Gefügebildung der Probe P17 an der Stelle 5	81
Abbildung 3-42: Gefügebildung der Probe P17 an der Stelle 6	81

Abbildung 3-43: Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P4.....	82
Abbildung 3-44: Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P2.....	83
Abbildung 3-45: Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P32.....	83
Abbildung 3-46: Verformter Zustand der Probe während des Zugversuches.....	84
Abbildung 3-47: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P2.....	85
Abbildung 3-48: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P2.....	86
Abbildung 3-49: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P2.....	87
Abbildung 3-50: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P4.....	88
Abbildung 3-51 Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P4.....	89
Abbildung 3-52 Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P4.....	90
Abbildung 3-53 Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P12.....	91
Abbildung 3-54 Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P38.....	91
Abbildung 3-55: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P38.....	92
Abbildung 3-56 Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P38.....	93
Abbildung 3-57 Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P38.....	94
Abbildung 3-58: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P14.....	93
Abbildung 3-59: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P14.....	96
Abbildung 3-60: Spannungs- Dehnungsdiagramm der Probe P16.....	97
Abbildung 3-61: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P16.....	97
Abbildung 3-62: Dehnungsdiagramm sowie das zugehörige Bild der Dehnungsverteilung für die Probe P16.....	98
Abbildung 3-63: Kerbschlagarbeit als Funktion der Distanz zur Schweißnahtmitte für die 1. Versuchsreihe.....	100
Abbildung 3-64: Kerbschlagarbeit als Funktion der Distanz zur Schweißnahtmitte für die 2. Versuchsreihe.....	101

Abbildung 3-65: Kerbschlagarbeit als Funktion der Distanz zur Schweißnahtmitte für die 3. Versuchsreihe.....	102
Abbildung 6-1: Härteverlauf der Probe P16 über der Schweißnaht	117
Abbildung 6-2: Gefügaufnahme der Probe P16 an der Stelle 1 nach Abbildung 6-1.....	117
Abbildung 6-3: Gefügaufnahme der Probe P16 an der Stelle 2 nach Abbildung 6-1.....	118
Abbildung 6-4: Gefügaufnahme der Probe P16 an der Stelle 3 nach Abbildung 6-1.....	118
Abbildung 6-5: Gefügaufnahme der Probe P16 an der Stelle 4 nach Abbildung 6-1.....	119
Abbildung 6-6: Seigerungsbänder in der WEZ der Probe P14.....	119

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Seigerungs-faktoren einiger Legierungselemente im Stahl [3].....	11
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung der Proben.	18
Tabelle 3: Korngrößen der drei Proben.....	19
Tabelle 4: Streckgrenze und Zugfestigkeit der drei Stahlproben.....	21
Tabelle 5: Dehnungswerte der drei Proben in %	22
Tabelle 6: Härtewerte der drei Stahlsorten	23
Tabelle 7: Z- Werte der drei Proben	24
Tabelle 8: Einfluss verschiedener Elemente auf die Bauteileigenschaften und Seigerungen .. von GJS [9]	28
Tabelle 9: Bezeichnung der verwendeten Abkürzungen.....	29
Tabelle 10: Bezeichnung der Proben für reinen und unreinen Stahl mit und ohne.....	30
Tabelle 11: Chemische Zusammensetzung der beiden Stahlsorten	33
Tabelle 12: Pfannenzusammensetzung von der Bramme [10].....	46
Tabelle 13: Zusammensetzung der zugesetzten Stahlkugeln [10].	46
Tabelle 14: Versuchsplan für die 1. Versuchsreihe.....	59
Tabelle 15: Versuchsplan für die 2. Versuchsreihe.....	61
Tabelle 16: Versuchsplan für die 3. Versuchsreihe.....	62
Tabelle 17: Versuchsparameter für das Reibschweißen.	64
Tabelle 18: Abkühlzeiten für C15.....	65
Tabelle 19: Abkühlzeiten für C35.....	65
Tabelle 20: Abkühlzeiten für C45.....	66
Tabelle 21: Ergebnisse des Zugversuches für die erste Versuchsreihe.....	82
Tabelle 22: Ergebnisse des Zugversuches für die zweite Versuchsreihe.....	91

6. Anhang

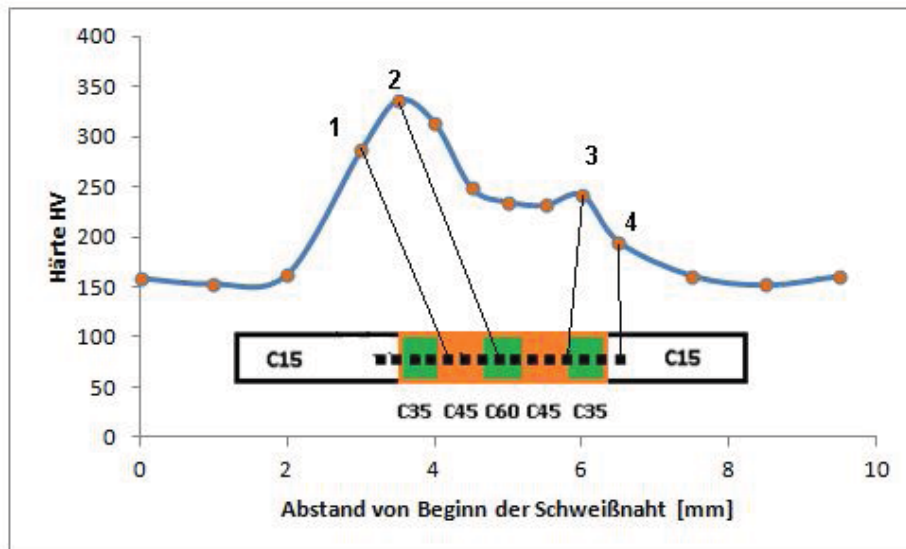


Abbildung 6-1: Härteverlauf der Probe P16 über der Schweißnaht.

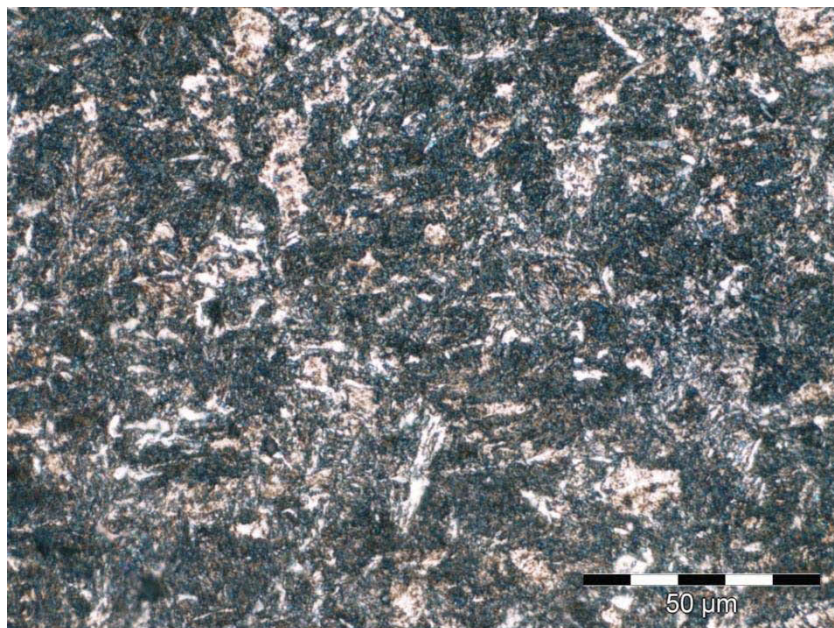


Abbildung 6-2: Gefügaufnahme der Probe P16 an der Stelle 1 nach Abbildung 6-1.

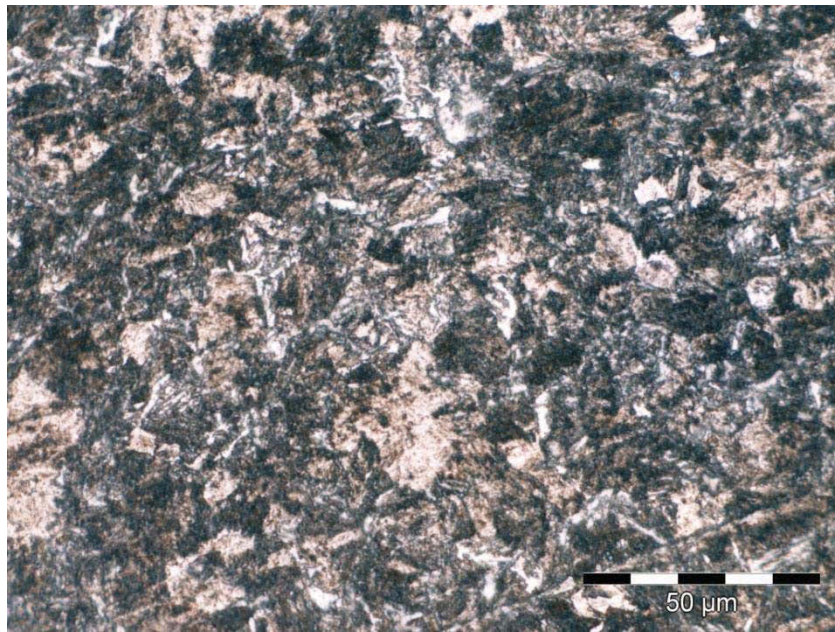


Abbildung 6-3: Gefügaufnahme der Probe P16 an der Stelle 2 nach Abbildung 6-1.

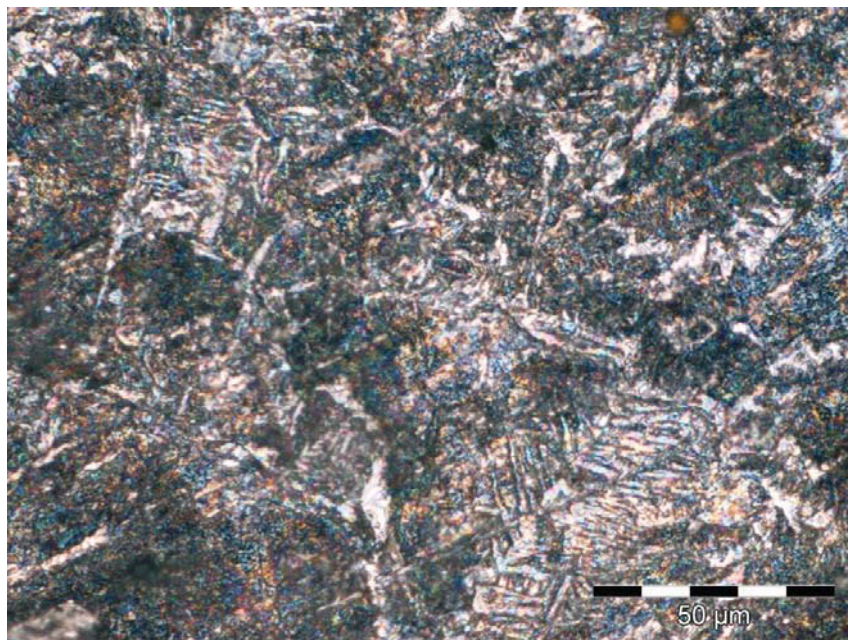


Abbildung 6-4: Gefügaufnahme der Probe P16 an der Stelle 3 nach Abbildung 6-1.

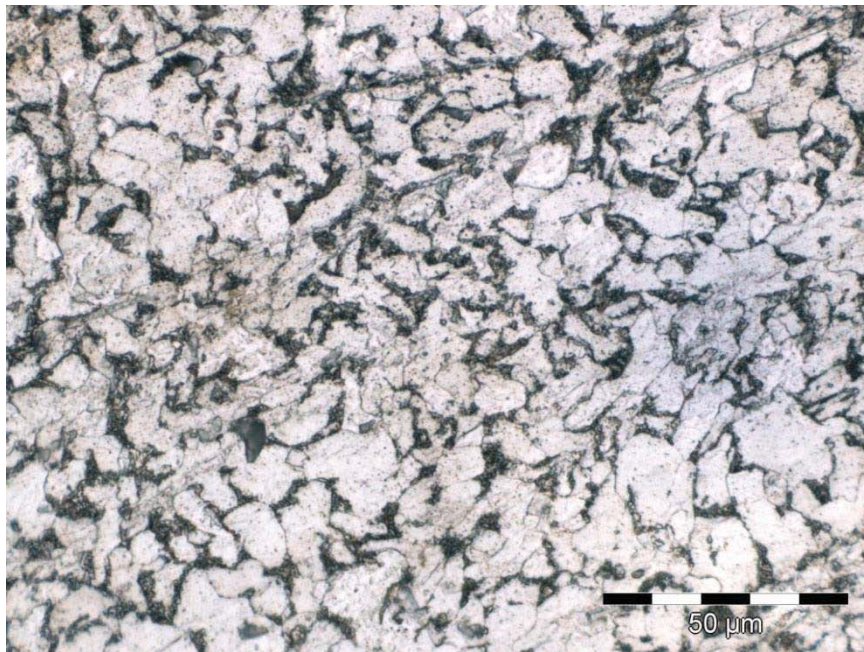


Abbildung 6-5: Gefügebildung der Probe P16 an der Stelle 4 nach Abbildung 6-1.

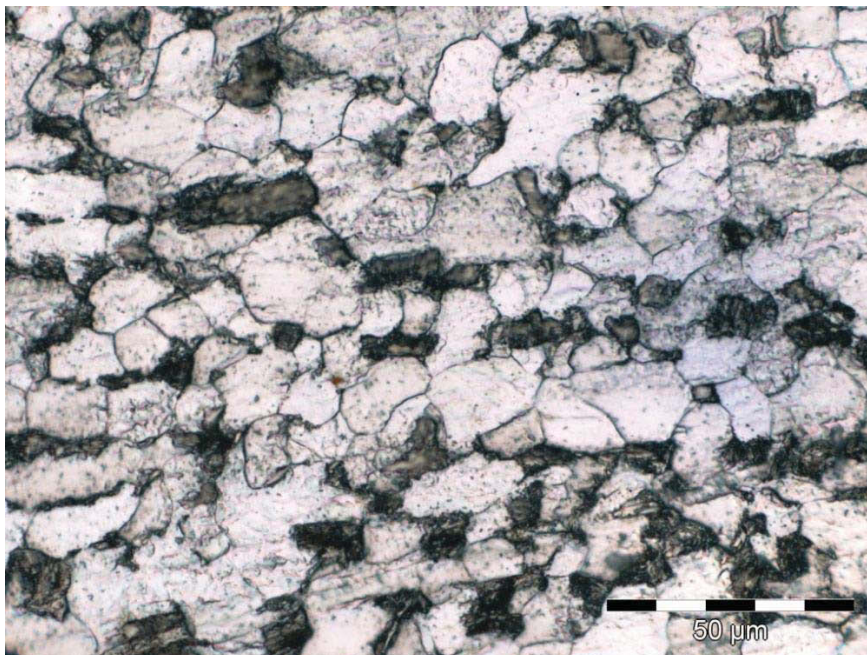


Abbildung 6-6: Seigerungsbänder in der WEZ der Probe P14.