

Technisch-  
Wissenschaftlicher-  
Bericht

**Sabine Wagner**

Untersuchungen zum Einfluss von veränderten  
austenitischen Schweißnahtgefügen auf die  
Ultraschallprüfung



**Untersuchungen zum Einfluss von veränderten  
austenitischen Schweißnahtgefügen auf die  
Ultraschallprüfung**

vorgelegt von  
**Dipl.-Ing. Sabine Wagner**  
aus Gera

Technisch-Wissenschaftlicher-Bericht

Band: 2022/03

Wagner, Sabine:

Untersuchungen zum Einfluss von veränderten austenitischen Schweißnahtgefügen  
auf die Ultraschallprüfung

Herausgeber:

© Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart

Pfaffenwaldring 32

70569 Stuttgart

Internet: <http://www.mpa.uni-stuttgart.de>

# Untersuchungen zum Einfluss von veränderten austenitischen Schweißnahtgefügen auf die Ultraschallprüfung

Von der Fakultät Energie-, Verfahrens- und Biotechnik der  
Universität Stuttgart  
zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)  
genehmigte Abhandlung

vorgelegt von  
**Dipl.-Ing. Sabine Wagner**  
aus Gera

Hauptberichter: Prof. Dr.-Ing. Stefan Weihe  
Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. Dipl.-Geophys. Christian U. Große

Tag der mündlichen Prüfung: 19.01.2022

Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde  
und Festigkeitslehre (IMWF) der Universität Stuttgart

2022



Was du mir sagst, das vergesse ich.  
Was du mir zeigst, daran erinnere ich mich.  
Was du mich tun lässt, das verstehe ich.

- Konfuzius -

In Erinnerung an  
Steffen Stubenrauch  
(25.03.1958 – 19.11.2013)  
meinen Freund, Mentor und Kollegen





# Vorwort

Diese Arbeit entstand während meiner Zeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin an der Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart (MPA) im Referat zerstörungsfreie Werkstoffprüfung im Anlagen- und Maschinenbau. Die Versuche wurden im Rahmen des vom Bundesministerium für Wirtschaft und Technologie (BMWi) und der Gesellschaft für Reaktorsicherheit (GRS) geförderten Verbundprojektes Modifikation der Gefügestruktur austenitischer Schweißnähte zur Verbesserung der Ultraschall-Prüfbarkeit (Reaktorsicherheitsforschung-Vorhaben-Nr. 1501384) durchgeführt und finanziert. Projektpartner für weitere Untersuchungen war das Fraunhofer-Institut für keramische Technologien und Systeme, Institutsteil Materialdiagnostik IKTS-MD in Dresden.

Für die Unterstützung und Übernahme des Hauptberichts der Arbeit danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Stefan Weihe des IMWF der Universität Stuttgart. Die Impulse und Diskussionen haben zum Abschluss der Arbeit geführt.

Prof. Dr. Ing. habil. Dipl.-Geophys. Christian Große der CBM der Technischen Universität München danke ich für die kritische Durchsicht und Übernahme des Mitberichts.

Steffen Stubenrauch danke ich für die Kritik und Unterstützung, das Vertrauen in meinen Fähigkeiten, das offene Ohr und die motivierenden Ratschläge. Die zahlreichen Versuche im Labor und stundenlangen Diskussionen über die Resultate sind unvergessen. Diese Arbeit hat einen bittersüßen Beigeschmack, denn leider können wir das fertige Produkt nicht zusammen in den Händen halten und auf unsere gemeinsame Zeit zurückblicken.

Stellvertretend für das damalige Referat für zerstörungsfreie Werkstoffprüfung im Anlagen- und Maschinenbau der MPA, möchte ich Frau Dr. Sandra Dugan, Frau Dr. Anne Jüngert, Herrn Hansjürgen Gertkemper sowie Herrn Gerald Stöckel aus dem Engineering danken. Herrn Oliver Jacobs danke ich für die vielen Stunden der Ultraschallprüfung. Ich habe während meiner Zeit im Referat viel für meinen weiteren Weg mitbekommen und jeder von Euch hat auf seine Weise dazu beigetragen mich dabei zu unterstützen. Allen Mitarbeitern der MPA die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, bin ich zu Dank verpflichtet.

Besonders bedanken möchte ich mich bei Dr. Ann Tank und Dr. Anika Steurer, die ich über das Mentoring Programm für Doktorandinnen an der Universität Stuttgart kennenlernen durfte. Die Unterstützung in dieser langen Zeit ist mir unbeschreiblich

wichtig gewesen, kritische Worte, Halt geben und mir das Wichtig immer wieder in den Fokus gerückt zu haben – meine Dankbarkeit ist nicht in Worte zu fassen.

Monika und Heinz Hormann haben mir Raum zum Schreiben geben, ich danke Euch dafür.

Meinem Partner Angelo Borraccino und meiner Familie gilt der Dank dafür, dass sie mich unterstütz haben, den Rücken freigehalten und diese sehr angespannte Zeit erduldet haben. Ohne Euren Beitrag wäre es nicht zu schaffen gewesen.

Grabenstetten, im Januar 2022

Sabine Wagner

# Kurzfassung

Die Ultraschallprüfung ist die am häufigsten eingesetzte zerstörungsfreie Prüfmethode bei der Prüfung von Komponenten im Anlagen- und Maschinenbau, in der Qualitätssicherung oder bei wiederkehrenden Prüfungen von Komponenten zur Abschätzung des Schädigungsstandes. Oft sind die zu untersuchenden Schweißverbindungen aufgrund konstruktiver Gegebenheiten nur einseitig zugänglich, sodass durch die Schweißnaht hindurch geprüft werden muss, um Informationen über den Werkstoffzustand im nicht zugänglichen Schweißnahtbereich zu erhalten. Diese gängige Prüfmethode stellt keine besondere Anforderung dar, solange der zu durchschallende Werkstoff bzw. die Schweißverbindung den Ultraschall aufgrund lokaler Gefügestrukturen nicht beeinflusst.

In Anlagen mit Bauteilen für hohe Anforderungen an die Säure-, Korrosions- und Temperaturbeständigkeit werden hochlegierte, austenitische Stähle eingesetzt. Diese Werkstoffe bilden unter den bei der Schweißung herrschenden Bedingungen ein vorzugsweise stark gerichtetes und vergrößertes Schweißnahtgefüge aus, das sich erheblich vom Grundwerkstoff unterscheidet. Dieses Gefüge stellt für die Ultraschallprüfbarkeit eine enorme Herausforderung dar, da es durch verschiedene Wechselwirkungen zwischen den Schallwellen und den Gefügestrukturen zu zahlreichen physikalischen Effekten kommt. Das können Schallbündelablenkung, Schallschwächung, Schallfeldverzerrung, Schallstreuung und Wellenumwandlung sein. Diese Phänomene erschweren die Interpretation der erhaltenen Ultraschallsignale erheblich. Im Bereich der Ultraschallprüfung ist diese Problematik im seit langem bekannt, vgl. [Bai77] [Neu95] [Mat09] [Tom80]. Um eine Lösung für die immer wieder auftretenden Schwierigkeiten bei der Prüfung austenitischer Schweißverbindungen zu finden, wurden in der Vergangenheit verschiedene Ansätze zur Verbesserung der Ultraschallprüftechniken bzw. des Fehlernachweisvermögens selbst unternommen. Erfolgreich haben sich folgende Methoden durchgesetzt:

Die Bedämpfung des Prüfkopfes mit dem Ziel, kurze, breitbandige Ultraschall-Impulse zu erzeugen, vgl. [Kra78] [Neu80]. Der Einsatz von Longitudinalwellen bzw. polarisierten Transversalwellen, da diese Wellenarten eine reduzierte Wechselwirkung mit dem Gefüge zeigen, vgl. [Hud85]. Die Veränderungen des Prüfkopfschall-

felds durch gestalterische Maßnahmen, sodass durch die Beschränkung des Empfindlichkeitsbereiches das starke Rauschen durch das Gefüge reduziert wird, vgl. [Neu79]. Die Entwicklung verschiedener Signalverarbeitungs- und Rekonstruktionsverfahren, die den Signal-Rausch-Abstand verbessern, wie z. B. die bildgebenden Verfahren der Phased-Array-Technik, TOFD und SAFT.

So konnten Fortschritte in der Prüfung austenitischer Schweißverbindungen erzielt werden. Es wurde jedoch noch nie versucht, das Gefüge selbst bei der Erstarrung so zu beeinflussen, dass die groben, gerichteten Kornstrukturen verändert und für den Ultraschall besser durchdringbar sind. Daraus würden sich weniger Wechselwirkungen zwischen Schweißnahtgefüge und Ultraschall ergeben. Das Ultraschallsignal wäre leichter zu interpretieren und Fehler könnten genauer lokalisiert werden. Dieser Ansatz wird in der vorliegenden Arbeit untersucht. Die forschungseinleitende Frage lässt sich so formulieren:

Gibt es eine Möglichkeit, die Schweißnaht bei der Erstarrung so zu beeinflussen, dass sie bei der Ultraschallprüfung weniger stark in Wechselwirkungen mit dem Ultraschallsignal tritt?

Durch eine Auswahl verschiedener und einfach in der Praxis umzusetzender Maßnahmen wurde das austenitische Gefüge bei der Erstarrung der Schweißnaht modifiziert. Die Bewertung des Effektes der neuartigen bzw. veränderten Gefügestrukturen auf die Ausbreitung des Ultraschalls ist der Schwerpunkt der Arbeit. Die Auswertungen der Ultraschallscans an den veränderten Gefügen zeigen, dass es möglich ist, durch eine gezielte Veränderung der Gefügestruktur deutliche Unterschiede in der quantitativen und qualitativen Bewertung von Ultraschall-Signalen zu erhalten. Es sind Veränderungen in den Ultraschall-Bildern gegenüber denen von konventionell geschweißten Nähten erkennbar.

Mit dem Parameter „gepulster WIG-Lichtbogen mit 50 Hz“ konnten unter den untersuchten Faktoren die deutlichsten Verbesserungen in der Ultraschallprüfung hinsichtlich des Fehlernachweisvermögens erzielt werden. Für diesen Parameter wurde ein dickwandiger Schweißnaht-Testkörper mit Referenzreflektoren hergestellt. Durch mechanisch-technologische Untersuchungen dieser veränderten Schweißnaht konnte gezeigt werden, dass durch die Modifikation des Gefüges alle geforderten Eigenschaften der Schweißnaht nach den geltenden Regelwerken (DIN EN ISO 15614-1:2012-06) eingehalten wurden.

Die hier vorliegende Arbeit zeigt, dass es möglich ist die Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißnähten zu verbessern. Indem direkt bei der Erstarrung des Nahtmaterials Einfluss auf das Gefüge genommen wird.

Um den Beeinflussungsprozess in einem begrenzten Nahtvolumen durchführen, beobachten und analysieren zu können, wurden Testkörper aus maximal 40 mm dicken Grundwerkstoffplatten hergestellt. Auf den daraus resultierenden begrenzten Schweißnahtvolumina im ebenen, dickwandigen Plattenmaterial wurde mit dem Lichtbogen eingewirkt. Dabei wurden verschiedene Parameter zum Schweißprozess hinzugefügt, um auf die Erstarrung des Gefüges Einfluss auszuüben. Die Untersuchungen dieser Arbeit beschränken sich auf das Schweißen von ebenen Testkörpern. So konnte die oben genannte Fragestellung an miteinander vergleichbaren und handlichen Schweißnahtgeometrien, zwischen den eingesetzten Beeinflussungsparametern geprüft und beantwortet werden.

Die Geometrie der Testkörper wurde so gewählt, dass in fortführenden Untersuchungen eine Vergleichbarkeit der hier hergestellten Testkörper gezogen werden könnte. Weiterhin sind die Abmessungen mit anderen Testkörpern aus vorangegangenen Projekten vergleichbar.

In Ansätzen zukünftiger Forschungen kann das Schweißnahtvolumen Step by Step erhöht werden, sodass der Effekt über größere Schweißnahtlängen hin bestätigt werden kann. Bestätigt sich die positive Beeinflussung des Gefüges für die Ultraschallprüfung durch den gepulsten WIG-Lichtbogen bei 50 Hz in Längsnähten auch für diese längeren Schweißnähte, könnte der nächste Schritt folgen: Die Übertragung des Verfahrens auf Rundschweißnähte, da diese in ihrer Ausprägung (Länge, Nahtgeometrie, Nahtvolumen) 1:1 mit Kraftwerksrohrleitungen vergleichbar sind. Diese sind für Schweißverbindungen von dickwandigen Rohrleitungen wichtig, wie sie in Kraftwerken häufig zum Einsatz kommen. Die Übertragung des Verfahrens betrifft dann zum einen Schweißnähte in Rohrumfangsrichtung und zum anderen Schweißnähte in Rohrlängsrichtung.



# Abstract

Welding is an essential part of the fabrication of austenitic stainless steel components used in industrial plants, such as those designed for nuclear power generation, chemical processing, conventional power generation and, increasingly, for production of renewable energy. The welded austenitic material presents major challenges for ultrasonic inspection due to the grain structure of the weld metal. The typically coarse grain structure, in combination with the elastic anisotropy of the material, leads to increased scattering and affects sound wave propagation in the weld. These effects result in a reduced signal-to-noise ratio, and complicate the interpretation of signals and the localization of defects by ultrasonic inspection. This paper presents the results of a research project dealing with efforts to influence grain growth in the weld during the welding process, in particular during the solidification process, in order to produce smaller grains. The objective was to achieve improved sound propagation through the weld, so that inspectability can be improved.

The welding process was modified by the application of alternating magnetic fields at different frequencies, as well as different temperature cycles and pulsed arc technology. Metallographic sections of the test welds show that modification of the grain structure can be achieved by the use of these techniques. For further optimization, test blocks for ultrasonic testing were manufactured with test flaws to study sound propagation through the modified weld and to assess the detectability of test flaws. The results of this investigation are of importance in assessing the integrity of highly stressed components in industrial installations, particularly for those components with stringent requirements on safety and quality.

For pressurized components operating at high temperatures and at high stresses, the integrity of the welds is critical for safe and reliable operation. In particular, austenitic welds are widely used in the nuclear industry, the petro-chemical industry, aviation construction, and also in conventional power plants at higher temperatures. Non-destructive testing is an integral part of the quality assurance for these welds during the manufacturing process and in-service inspections. For volumetric inspection and inspection of non-accessible inner surfaces, ultrasonic testing or radiography can be used. In many cases, ultrasonic testing is the preferred method for cases of large wall thickness or limited accessibility and also because of its relatively low cost.

The challenge facing ultrasonic testing of austenitic weld seams arise from elastic anisotropy of the material in combination with the grain structure of the weld seam. As long as the grains are randomly oriented and sufficiently small compared to the acoustic wavelength, the anisotropy of the material has no influence on the acoustic properties on a macroscopic scale. Austenitic weld seams, however, typically consist of large oriented (columnar) grains created by the cooling conditions during the welding process. The columnar grains grow epitaxially from the fusion boundary towards the centre of the weld, by following the heat flow of the welding process. A coarse structure with a preferred orientation is the result [Kuo88], [Vil90]. An example of an austenitic stainless steel weld with distinctly columnar grains is shown in Bild 1.1. This inhomogeneous, anisotropic weld structure strongly affects ultrasound propagation. As far as ultrasonic inspections are concerned the following effects can be observed: local variations in the sound velocity, deviation from propagation direction expected for isotropic material, scattering at grain boundaries and at the fusion line, and mode conversion. In addition to a decrease in signal-to-noise ratio, these effects lead to difficulties in interpretation of ultrasonic signals with respect to localization and sizing of defects, and distinguishing between reflections from real defects and false indications.

The grain growth starts at the fusion face, where the grains are partially molten and act as nucleation sites, for growth of the columnar grains. The growth occurs at the solid-liquid interface by following the heat flow of the welding process.

The difficulties with ultrasonic inspection of austenitic welds have been the target of a number of research projects [Neu95], which mostly deal with the development or improvement of ultrasonic inspection and signal analysis techniques.

The aim of the research work reported here was to influence the grain growth in the weld during the welding process in order to improve the acoustic properties of the austenitic weld. This can be achieved by producing an as-solidified microstructure with refined grains.



# Inhaltsverzeichnis

<b>Inhaltsverzeichnis</b>	<b>I</b>
<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>V</b>
<b>Tabellenverzeichnis</b>	<b>XI</b>
<b>Abkürzungen und Formelzeichen</b>	<b>XIII</b>
<b>1 Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1 Problemstellung und Motivation.....	1
1.2 Zielsetzung und Lösungsweg .....	6
1.3 Aufbau der Arbeit .....	8
<b>2 Stand aus Wissenschaft und Technik</b>	<b>11</b>
2.1 Werkstofftechnische Grundlagen.....	11
2.2 Einsatzgebiete austenitischer Schweißverbindungen.....	15
2.3 Arten von Fehlern in austenitischen Schweißverbindungen.....	16
2.4 Physikalische und technische Grundlagen zur Schweißnaht und zum Ultraschall .....	18
2.4.1 Erstarrungsprozess beim Schweißen austenitischer Verbindungen ....	19
2.4.2 Gefügestruktur beim Schweißen austenitischer Verbindungen.....	26
2.5 Das WIG-Schweißen und das Funktionsprinzip .....	35
2.6 Ultraschallprüfung austenitischer Werkstoffe.....	36
2.7 Effekte auf den Ultraschall durch Wechselwirkung mit dem Gefüge .....	38
2.8 Schwierigkeiten bei der Ultraschallprüfung .....	39
2.9 Prüftechnik für austenitische Schweißverbindungen.....	41
2.10 Beeinflussung des Schweißnahtgefüges durch verschiedene Verfahren .....	43
2.10.1 Einfluss elektromagnetischer Felder .....	44
2.10.2 Einfluss mittels Ultraschallwellen.....	47

2.10.3 Einfluss mechanischer Vibrationen während der Erstarrung.....	48
2.10.4 Einfluss des Schweißprozesses durch geänderte Prozesssteuerung .....	49
2.10.5 Behandlung nach der Erstarrung.....	51
<b>3 Versuchseinrichtungen und -werkstoffe</b>	<b>53</b>
3.1 Versuchsaufbau .....	53
3.2 Der Grundwerkstoff 1.4432.....	56
3.3 Schweißzusatzwerkstoff Böhler SAS4-IG .....	57
3.4 Umsetzung der Beeinflussungsparameter .....	59
3.4.1 Elektromagnet und gepulste Magnetfelder.....	59
3.4.2 Permanentmagnet und statische Magnetfelder .....	61
3.4.3 WIG-Pulsbetrieb .....	62
3.4.4 Kombination der Parameter: gepulster Elektromagnet und WIG- Pulsbetrieb .....	62
3.4.5 Temperaturführung: unterschiedliche Zwischenlagen-Temperatur .....	63
3.4.6 Mechanische Beeinflussung während des Schweißens: Vibrationen durch einen Shaker .....	63
3.4.7 Mechanische Beeinflussung nach der Erstarrung: Meißeln durch einem Pressluftmeißel .....	64
<b>4 Durchführung und Charakterisierung</b>	<b>65</b>
4.1 Vorversuche .....	65
4.2 Fertigungsschritte für Schweißungen und Testkörper .....	66
4.3 Einlagenschweißungen mit einem Handmagnet .....	66
4.4 Mehrlagenschweißungen zur Testkörperherstellung .....	69
4.5 Beeinflussung durch einen Elektromagnet im Pulsbetrieb .....	72
4.6 Beeinflussung durch einen Permanentmagnet.....	73
4.7 Beeinflussung durch den gepulsten WIG-Lichtbogenbetrieb.....	74
4.8 Versuche bei unterschiedlichen Zwischenlagen-Temperaturen $T_{ip}$ .....	75
4.9 Beeinflussung durch mechanische Vibrationen beim Schweißen (Shaker) .....	76
4.10 Beeinflussung durch die kombinierten Parameter E-Magnet und WIG - Pulsbetrieb.....	76

4.11	Beeinflussung durch mechanische Bearbeitung der erstarrten Schweißraupen .....	77
4.12	Metallografische Dokumentation.....	78
4.13	Testkörperfertigung .....	79
<b>5</b>	<b>Erkenntnisse der Parameterschweißungen</b>	<b>81</b>
5.1	Ultraschall-Prüfung der Testkörper .....	81
5.2	Durchführung der Ultraschallprüfung .....	82
5.3	Prüftechniken und Messplatzaufbau .....	82
5.3.1	Aufbau der Phased-Array-Prüfung .....	84
5.3.2	Aufbau zur Durchschallbarkeit mit konventionellen Prüfköpfen .....	87
5.4	Referenzreflektor.....	88
5.5	Erkenntnisse der Durchschallbarkeit.....	88
5.6	Erkenntnisse der Phased-Array-Prüfungen .....	90
5.7	Erkennbarkeit der Referenzreflektoren.....	95
<b>6</b>	<b>Resultat: Der Testkörper mit optimierter Schweißnaht</b>	<b>97</b>
6.1	Testkörper SN 32.....	97
6.2	Fertigung des optimierten Testkörpers .....	97
6.3	Charakterisierung des optimierten Testkörpers.....	99
6.3.1	Metallografie.....	99
6.3.2	Herstellung des optimierten - Testkörpers SN 32 .....	100
6.4	Zerstörungsfreie Prüfungen der optimierten Schweißnaht .....	101
6.5	Nachweis der mechanisch-technologischen Eigenschaften.....	104
6.5.1	Zugversuch.....	105
6.5.2	Kerbschlagbiegeversuch .....	106
6.5.3	Biegeversuch .....	107
6.5.4	Härteprüfung .....	108
6.5.5	Ergebnisse der mechanisch-technologischen Untersuchungen .....	108
6.5.6	Querzugversuch nach DIN EN ISO 4136:2013-02.....	109
6.5.7	Kerbschlagbiegeprüfung nach DIN EN ISO 9016:2013-02 .....	111

6.5.8	Querbiegeprüfung nach DIN EN ISO 5173:2012-02 .....	113
6.5.9	Härteprüfung nach DIN EN ISO 9015-1:2011-03 .....	114
<b>7</b>	<b>Zusammenfassung</b>	<b>117</b>
<b>8</b>	<b>Ausblick</b>	<b>119</b>
<b>9</b>	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>121</b>
<b>10</b>	<b>Anhang</b>	<b>129</b>
<b>A</b>	<b>Grundlagen</b>	<b>129</b>
A.1.	Legierungselemente.....	129
A.2.	WIG Schweißverfahren/ Funktionsprinzip .....	130
A.3.	Anisotropie der elastischen Eigenschaften .....	135
A.4.	Das Schallfeld .....	138
A.5.	Ultraschall-Grundlagen.....	139
<b>B</b>	<b>Fotodokumentation zur Schweißanlage</b>	<b>142</b>
<b>C</b>	<b>Auszug aus den Normen</b>	<b>145</b>
C.1.	Beurteilung von Schliffen an polierten und geätzten Schweißnähten.....	145
C.2.	Untersuchungsumfang für zerstörungsfreie und zerstörende Untersuchungen zur Qualifizierung von Schweißnähten.....	146
<b>D</b>	<b>Protokolle und Dokumentation der zerstörenden Prüfungen</b>	<b>147</b>
D.1.	Zugversuch .....	147
D.2.	Biegeversuch .....	148
D.3.	Kerbschlagversuch .....	149
D.4.	Härteprüfung .....	150
D.5.	Zugversuch .....	151
D.6.	Biegeversuch .....	153
D.7.	Kerbschlagversuch .....	154
<b>E</b>	<b>Ultraschall-Scans und Durchschallungsmessungen</b>	<b>157</b>
<b>F</b>	<b>Übersicht der Schweißnähte</b>	<b>163</b>

# Abbildungsverzeichnis

- Bild 1.1 Schematische Darstellung der Ablenkungen der US-Wellen bei der Prüfung durch eine austenitische Schweißnaht mit ausgeprägter Stängelkristallitstruktur mit a) Longitudinalwellen und einem 45°-Einschallwinkel; b) Transversalwellen und einem 60°-Einschallwinkel ..... 2
- Bild 1.2 Gefüge einer Engspaltnaht mit ausgeprägter zeiliger Stängelkristallitstruktur mit bevorzugter Orientierung, Ferrit- an Austenit-Grundwerkstoff ..... 4
- Bild 2.1 Phasendiagramm; a) für das Legierungselement Nickel mit dem stark erweiterten Austenitbereich; b) Eisen-Kohlenstoff mit --- metastabiles System und - - - Abweichungen des stabilen Systems, entnommen aus [Dom01] ..... 12
- Bild 2.2 schematische Darstellung der heterogenen Keimbildung, entnommen aus [Oet11] ..... 20
- Bild 2.3 schematische Darstellung des epitaktischen Wachstums, entnommen aus [Pro02] ..... 24
- Bild 2.4 Gleichartige austenitische Schweißverbindung Naht MPA01 mit austenitischem Schweißgut, mit ausgeprägter Stängelkristallitstruktur durch mehrere Schweißlagen hindurch [MPA Universität Stuttgart] ..... 25
- Bild 2.5 Widmannstätten Gefüge, oben: für Stahlguss, entnommen aus [Oet11], unten: für Lichtbogenschweißungen, Vergrößerung 150fach, entnommen aus [Tew48] ..... 28
- Bild 2.6 Schweißnaht Nr. SN 15 mit a) manuell geschweißter WIG-Wurzel, b) Detail der Wurzellage – epitaktisches Wachstum der Kristallite der ersten Füllraupe auf den Körnern der Wurzellage. .... 29
- Bild 2.7 austenitische Schweißverbindungen; a) Gleichartige Naht MPA01 mit austenitischem Schweißgut, Tulpennaht, 40 mm Wanddicke, mit ausgeprägter Stängelkristallitstruktur [MPA Universität Stuttgart]; b) Engspalt-Mischnaht EN01: Ferrit-Austenit mit austenitischem Schweißgut, mit ausgeprägter Stängelkristallitstruktur [MPA Universität Stuttgart] .. 31
- Bild 2.8 Temperaturfeld um eine wandernde Lichtquelle (z. B. WIG-Brenner), bei gleicher Leistungsdichte  $q$ , Geschwindigkeit  $v_{schw.}$ , Wanddicke  $wd$  am Beispiel: ( $q$ ) = 4,186 kJ/s, ( $v_{schw.}$ ) = 2 mm/s, ( $wd$ ) = 10 mm; für a) austenitischen Stahl; b) ferritischen Stahl, entnommen aus [Mat16]. ..... 33
- Bild 2.9 Schematische Darstellung der Anordnung; a) eines Elektromagneten um einen Schmelztiegel herum, entnommen aus [LuD07]; b) starker Permanentmagnete um einen Schmelztiegel, entnommen aus [Wan05]. ... 45
- Bild 2.10 Anordnung einer UP-Schweißelektrode mit Elektromagnet, schematische Darstellung der zusätzlich angebrachten Magnete, aus [Che08]. ..... 46
- Bild 2.11 Laserschweißkopf mit integriertem Permanentmagneten zur Prozessverbesserung, schematische Darstellung, entnommen aus [Ber09] 47

Bild 2.12	Ultraschall-Sonotrode in der flüssigen Metallschmelze, während des Gießprozesses, schematische Darstellung, entnommen aus (Zhang et al. 2009). .....	48
Bild 2.13	Techniken zur Vibration; a) eines Tiegels mit metallischer Schmelze, schematische Darstellung, entnommen aus [WuS08]; b): eines großen Bauteils beim Unterpulver-Schweißprozess, Anordnung der Unterkonstruktion, entnommen aus [Qin08] .....	48
Bild 2.14	Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit und der Ausbildung der Kornstruktur; a) kleine Schweißgeschwindigkeit/ Wärmeeintrag b) große Schweißgeschwindigkeit/ Wärmeeintrag. Ohne den Einsatz von zusätzlichen Keimbildnern c) natürlicher CET: durch heterogene Keimbildung kann ein feines Korn im Zentrum der Raupe erzeugt werden, entnommen aus [Kou88]. .....	50
Bild 2.15	Ausbildung der Wachstumsrichtung von Kristalliten bei a) geringer Schweißgeschwindigkeit; b) hoher Schweißgeschwindigkeit, entnommen aus [Pro02]. .....	50
Bild 2.16	Mechanische Bearbeitung einer Schweißung nach dem Erstarren mittels metallischer Stifte (3) durch Ultraschall, schematische Darstellung, (1,2,5) US-Generator, (4) Schweißnaht, entnommen aus [GuJ97] .....	51
Bild 3.1	Fronius Magic Wave Schweißanlage mit Schutzgasversorgung und den angeschlossenen Brenner- und Versorgungsschläuchen. ....	54
Bild 3.2	Aufbau Schweißplatz .....	56
Bild 3.3	a) Elektromagnet zur magnetischen Beeinflussung; b) Prinzipskizze zur Ansteuerung des Elektromagneten für den gepulsten Betrieb. ....	60
Bild 3.4	Detailaufnahme experimenteller Aufbau mit Elektromagnet, Schweißbrenner, Drahtzufuhr, Nahtgeometrie funkenerosiv hergestellt. ....	61
Bild 3.5	NdFeB-Permanentmagnet Größenvergleich zu einer 1€-Münze. ....	61
Bild 3.6	Anordnung des Permanentmagnetes unter der Schweißnahtunterseite (Luftspalt 20 mm), die Nachführung erfolgte mit der Bahnsteuerung parallel zum Schweißbrenner. Auf dem Magnet wurde zur Überwachung der Temperatur ein Thermoelement appliziert. Des Weiteren ist die erodierte Nahtgeometrie mit dem Verbindungssteg (3 mm) deutlich zu erkennen. ....	62
Bild 3.7	Versuchsaufbau Shaker a) Grundwerkstoffplatte mit erodierter Nahtvorbereitung, festgespannt; b) eingerichteter Schweißplatz mit Schutzgasversorgung und (rechts), Rechereinheit zur Ansteuerung des Shakers (links). .....	64
Bild 3.8	Pressluftmeißel zur mechanischen Bearbeitung a) Übersicht, Meißellänge ca. 27 cm; b) Anordnung des Meißels in der Schweißnaht (vorerodierte V-Naht) .....	64
Bild 4.1	Anordnung des Handmagnets um die Einlagenschweißung auf einem Plattenwerkstoff für die Vorversuche. ....	67
Bild 4.2	Makroschliff der SN 17 Referenznaht ohne Beeinflussung mit Standardparametern geschweißt. ....	70
Bild 4.3	Vergleichsnaht mit Stängelstruktur, eine mit dem Fokus auf stark orientierte Stängelkristallite hergestellte austenitische Schweißnaht MPA01 [MPA Stuttgart]. .....	70

Bild 4.4	Schweißnähte unter Beeinflussung eines Elektromagneten geschweißt; a) SN 15 Magnetfeld gepulst mit 100 Hz; b) SN 16 Magnetfeld gepulst mit 500 Hz.....	72
Bild 4.5	Schweißnaht SN 31 unter dem Einfluss eines Permanentmagneten ( $H = 80\text{mT}$ in der Naht) geschweißt, Schweißfehler durch erschwerte Schweißbedingungen aufgrund des starken Magnetfelds entstanden.....	74
Bild 4.6	Schweißnähte mit gepulstem WIG-Lichtbogen geschweißt; a) SN 19: 50 Hz; b) SN 18: 100 Hz; c) SN 20: 500 Hz.....	74
Bild 4.7	Schweißnähte mit unterschiedlichen Zwischenlagen-Temperaturen; a) SN 21, Tip = RT; b) SN 22, (Tip) = $245^{\circ}\text{C}$ .....	75
Bild 4.8	Shaker-Schweißung unter mechanischen Vibrationen während der Erstarrung, induziert durch einen Shaker ( $f = 100\text{ Hz}$ , Amplitude ( $A = 0,5\text{ mm}$ ); a) Decklagen der Shaker-Schweißung zeigen ausgeprägte Schuppenstrukturen; b) Gefüge SN 25.....	76
Bild 4.9	Kombinierte Beeinflussungsparameter: a) SN 27, 100 Hz WIG-Puls + 100 Hz E-Magnet-Puls; b) SN 28, 100 Hz WIG-Puls + 55 Hz E-Magnet-Puls.....	77
Bild 4.10	Schweißnaht SN 30 mit mechanischer Behandlung a) links) Schweißbraupe nach Erstarren, rechts) nach der mechanischen Bearbeitung; b) Makroschliff.....	78
Bild 4.11	a) Herstellungsskizze für den Ultraschalltestkörper am Bsp. SN 32; b) Ausschnitt eines Testkörpers mit geätzter Schweißnaht-Stirnseite und Bohrung (Referenzreflektor) für die Ultraschall-Untersuchung, am Bsp. SN 20.....	80
Bild 5.1	Aufbau der Manipulatoreinheit am Prüfplatz für den Phased-Array-Scan, mit Testkörper (blaue Linie).....	85
Bild 5.2	Anordnung des Prüfkopfs bezüglich Schweißnaht für die Phased-Array-Technik; oben) Draufsicht; unten) Seitenansicht in Nahrichtung.....	85
Bild 5.3	Bildschirmansicht der Phased-Array-Scan-Software; am Bsp. der SN 26 für $50^{\circ}$ Einschallwinkel, Longitudinalwelle; oben links) A-Bild mit Amplitudendarstellung; O. rechts) Sektorscan von $45\text{-}70^{\circ}$ mit Auswahl des $50^{\circ}$ Winkels, schwarze Linie; Unten links; B-Bild mit nachträglich eingezeichneter Schweißnaht- und Bohrungsposition, sowie $50^{\circ}$ Einschallwinkel (rosa Linie); u. rechts) C-Bild als Draufsicht auf die Schweißnaht.....	86
Bild 5.4	Ultraschall-Messplatz mit Anordnung zur Schallschwächungsmessung (Durchschallung), mit Testkörper (blaue Linie).....	87
Bild 5.5	Prüfkopfanordnung zur Durchschallbarkeit; oben) Draufsicht; Mitte) Anordnung für den kürzesten (SN-Wurzel); unten) Anordnung für den längsten (SN-Decklage) Schallweg durch das Schweißgut.....	87
Bild 5.6	Durchschallung der Schweißnaht mit S-E-Technik als Durchschallung; zum Vergleich die entsprechenden Gefügebilder; a) SN 17; b) SN 28.....	89
Bild 6.1	Herstellung des endgültigen Testkörpers der SN 32; a) Übersichtsaufnahme nach der beendeten Schweißung; b) Seitenansicht der Schweißnaht am Nahtauslauf mit 40 mm Wanddicke (jeweils unbearbeitet).....	98
Bild 6.2	Makroaufnahme der modifizierten Schweißnaht SN 32, 40 mm Wanddicke, unbearbeitet.....	100

Bild 6.3 Fertigungsskizze für den UT-Testkörper SN 32 .....	101
Bild 6.4 Ultraschall-Phased-Array-Scan für den UT-Testkörper SN 32, 35 mm Wanddicke, 70° Einschallwinkel, 2,25 MHz.....	102
Bild 6.5 Ultraschall-Phased-Array-Scan für den UT-Testkörper SN 19, dünnwandig .....	103
Bild 6.6 Ultraschall-Phased-Array-Scan für den UT-Testkörper SN 32, dickwandig .....	103
Bild 6.7 Probenentnahmeplan für zerstörende Prüfung für SN 32, optimierte Testnaht (schematisch).....	105
Bild 6.8 Entnahmeplan Zugversuch , Abmessungen der Proben (DIN EN ISO 4136:2013-02, Bild 2a).....	106
Bild 6.9 Entnahmeplan Kerbschlagbiegeproben für die Bereiche a) WEZ und b) Schweißgut.....	107
Bild 6.10 Entnahmeplan Seitenbiegeproben über gesamte Testkörperlänge (DIN EN ISO 5173, Bild 3). .....	107
Bild 6.11 Lage der Härtereihen im Bereich der Deck- und Wurzellage; a) DIN EN ISO 9015-1:2011-03, Bild 2a; b) Aufnahme am Makroschliff mit der Lage der drei Härtereihen (MPA) .....	108
Bild 6.12 Technische Spannungs-Dehnungs-Verläufe für Querszugproben der SN 32. .....	110
Bild 6.13 Zugprobe ZNSN 32.31 nach der Prüfung; a) Einschnürung beim Bruch (1), Einschnürung (2) vor der Schweißnaht (SN); b) Seitenansicht der Bruchfläche; c) Bruchfläche im Grundwerkstoff. ....	111
Bild 6.14 Kerbschlagproben KSN 32.6.1.1 bis 3, KSN 32.6.2.1, KSN 32.6.3.1 bis 2 nach der Prüfung.....	112
Bild 6.15 Seitenbiegeproben BSN 32.54 nach der Biegeprüfung. ....	114
Bild 6.16: Zusammengefasste Darstellung der Härteverlaufskurven für die Deck-, Mittel- und Wurzellage der modifizierten Schweißnaht SN 32. ....	114
Bild 10.1 Schematische Darstellung eines WIG-Brenners, entnommen aus [Kil02] .....	131
Bild 10.2 Schematische Darstellung a) Stromverhältnisse beim WIG- Impulslichtbogenschweißen mit rechteckförmigen Stromimpulsen b) Aufbau der Schweißnaht aus einzelnen sich überlappenden Schweißpunkten, entnommen aus [Kil02].....	132
Bild 10.3 a) Stromfluss im Lichtbogen, entnommen aus [Kil02] b) Ausbildung eines Magnetfeldes um den stromdurchflossenen Lichtbogen, entnommen aus [Mat16].....	133
Bild 10.4 Prinzipskizze a) WIG-Schweißprozess und WIG-Brenner mit SZW-Stab, entnommen aus [Kil02], b) Umhüllung durch das Schutzgas, entnommen aus [Ric95].....	134
Bild 10.5 Kennlinien von Schweißstromquellen mit a) fallender Charakteristik b) Konstantspannungskennlinie, entnommen aus [Kil02] .....	135
Bild 10.6 stängelkristalliner Stahlguss, Idealvorstellung zur schematischen Darstellung, entnommen aus [Mat09].....	136



Bild 10.7 schematische Darstellung eines Prüfkopfs zusammengesetzt aus Elementarstrahlern A und B, zur Darstellung von Schallwegunterschieden B1, B2, B3.....	138
Bild 10.8 Darstellung der richtungsabhängigen Streuung an einem Gefüge aus X6CrNi18-11 Schweißgut einer UP-Auftragsschweißung, entnommen aus [Mat09].....	140
Bild 10.9 Fronius Magic Wave 2600 als Grundlage für den Aufbau einer projektspezifischen Schweißanlage .....	142
Bild 10.10 Pulsfernregler Fronius TR 50 MC zur Fernsteuerung des Schweißstroms im Pulsbetrieb. ....	142
Bild 10.11 Mehrachsige Bahnsteuerung SM – Elektronik SM 400 .....	143
Bild 10.12 Kaltdrahtvorschubgerät KD 4010 der Firma Fronius, Vorschubeinheit mit den Steuerreglern.....	143
Bild 10.13 Schweißplatzaufbau: 1) Elektromagnet unter einer 2) vorerodierten Probenplatte auf dem 3) Schweißtisch, mit 4) Brenner der Automatikanlage .....	143
Bild 10.14 Übersicht zur Schweißanlage und Bedienplatz .....	144
Bild 10.15 Einheit zum Ansteuern des Elektromagneten .....	144



## Tabellenverzeichnis

Tabelle 3.1: Grundwerkstoff chemische Zusammensetzung [Gewicht%] .....	57
Tabelle 3.2: Werkstoffkennwerte Grundwerkstoff .....	57
Tabelle 3.3: Zusammensetzung des SZW .....	58
Tabelle 3.4: mechanische Kennwerte für den SZW .....	58
Tabelle 4.1: Übersicht zu den Vorversuchen mit Handmagnet.....	67
Tabelle 4.2: Parameter zur Herstellung der SN 17 .....	70
Tabelle 5.1: Übersicht der Ultraschall-Scans in B-Bild-Darstellung .....	91
Tabelle 6.1: zerstörende Untersuchungen für SN .....	104
Tabelle 6.2: Kennwerte der Quersugproben zur SN 32 .....	109
Tabelle 6.3: Übersicht zur Kerbsschlagproben-Lage.....	112
Tabelle 10.1: Übersicht Ultraschall-Scans, Durchschallungsmessung.....	157
Tabelle 10.2: Übersicht Schweißnähte.....	163



# Abkürzungen und Formelzeichen

## Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
AC	Alternating Current/ Wechselstrom
ASTM	American Society for Testing and Materials
CET	columnar to equiaxed transition/ Übergang von zeiligen in feine runde Körner
DC	Direct Current/ Gleichstrom
EBSD	engl.: Electron backscatter diffraction, Elektronenrückstreubeugung,
EMS	engl.: Electromagnetic Stirring/ Elektromagnetisches Rühren
GW	Grundwerkstoff
IKK	Interkristalline Korrosion
IKSpRK	Interkristalline Spannungsrissskorrosion
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
KTA	Kerntechnischer Ausschuss
MPA	Materialprüfungsanstalt (MPA) Universität Stuttgart
MK	Mischkristall
RT	Raumtemperatur
SAFT	Synthetische Apertur Fokus Technik
SN	Schweißnaht
SZW	Schweißzusatzwerkstoff
TOFD	Time-of-Flight Diffraction Technique

## 0 Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzung	Bedeutung
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inertgas-Schweißen, engl.: GTAW Gas Tungsten Arc Welding
ZFP	zerstörungsfreie Prüfung
$\gamma$	Gamma-Mischkristall/ Austenit
$\delta$	Delta-Mischkristall/ Ferrit

weitere Abkürzungen werden im Text erläutert.

## Formelzeichen

Symbol	Einheit	Bedeutung
A	dB	Amplitude, Signalstärke
B	T	Magnetische Flussdichte
B	mm	Breite
D	mm	Durchmesser
f	Hz	Frequenz
H	A/m	Feldstärke
H	mm	Höhe, Wanddicke
I	A	Stromstärke
L	mm	Länge
T	°C	Temperatur
Tip	°C	Zwischenlagen-Temperatur
$\gamma_{US}$		Grenzflächenenergie Gamma, zwischen Untergrund-Schmelze
$\gamma_{KU}$		Grenzflächenenergie Gamma, zwischen Keim-Untergrund
$\gamma_{KS}$		Grenzflächenenergie Gamma, zwischen Keim-Schmelze
$\theta$		Tangentenwinkel Theta, Benetzungswinkel





# 1 Einleitung

## 1.1 Problemstellung und Motivation

Die Ultraschall-(US)-Prüfung von austenitischen Schweißnähten ist seit vielen Jahren im Fokus umfangreicher Untersuchungen, da hier häufig von einer Prüfung mit erhöhten Anforderungen an die Prüftechnik ausgegangen werden kann.

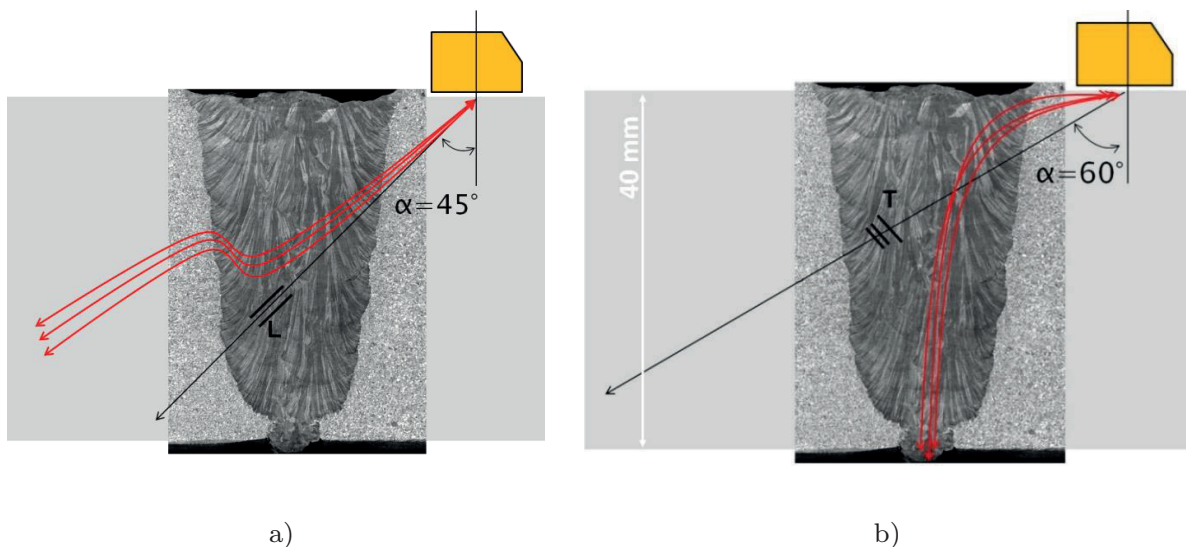
Der Begriff Austenit beschreibt dabei die Gefügestruktur des eingesetzten Werkstoffes. Es handelt sich hierbei um korrosionsbeständige hochlegierte Chrom-Nickel- oder auch Nickel-Legierungen die ein stabiles kubisch flächenzentriertes Gitter (kfz) ausbilden. Typisch für das austenitische Schweißnahtgefüge ist die Ausbildung großer langgestreckter stängelartiger Kristallite (Stängelkristallite) wie im Gusszustand, da das Schweißgut einer Gussstruktur entspricht, vgl. [Got14]. Diese Stängelkristallite bilden eine grobe geordnete Struktur mit starker Vorzugsrichtung aus, die sich am Wärmefluss bei der Erstarrung einer Schweißnaht orientieren, vgl. [Bai77], [Got14]. Der entscheidende Unterschied beim Schweißen liegt jedoch in der extrem kurzen Reaktionszeit von nur einigen Sekunden und den relativ geringen Schmelzbadvolumen. Das in dieser Arbeit verwendete Wolfram-Inert-Gas (WIG) Schmelzschweißverfahren, stellt durch den erzeugten Lichtbogen eine annähernd punktförmige Wärmequelle dar. Diese führt aufgrund ihrer hochenergetischen intensiven Einwirkung und des großen Temperaturunterschieds zwischen Grundwerkstoff und Schmelzbad zu großen Abkühlgeschwindigkeiten im Nahtbereich, vgl. [Sch10]. Große Abkühlgeschwindigkeiten lassen dem Korn kaum ausreichend Zeit zum Wachstum. Weiterhin liegt nur für einen sehr kurzen Zeitraum ein flüssiger Schmelzbadzustand vor, der modifiziert und beeinflusst werden kann.

Für die Ultraschallprüfung dieser Nähte am Bauteil bzw. an Komponenten in Anlagen stellen grobe Kristallite eine erhebliche Herausforderung dar. Die zahlreichen Stängelkristallite verhalten sich wie Grenzflächen für den Ultraschall. Es kann aufgrund dieser in Vorzugsrichtung orientierten Stängelkristallitstruktur zu einem richtungsabhängigen (anisotropen) Ausbreiten von Ultraschallwellen im Werkstoff kommen. Es kommt zu Wechselwirkungen des Schallfeldes mit den

## 1 Einleitung

Grenzflächen wie z. B. zu Streuung, Brechung, Wellenumwandlungen, Schallschwächung u. a. Für die Auswertung der Ultraschallprüfung bedeutet dies, dass ohne genaue Kenntnis der Gefügestruktur in der Naht und der sich daraus ergebenden Ablenkung des Ultraschalls eine genaue Lokalisation von Anzeigen erschwert ist. Es kann zu Fehlinterpretationen kommen, weil die Anzeigen nicht am wahren Ort abgebildet werden. Diese Tatsache erschwert die Ultraschallprüfung von Komponenten mit austenitischen Schweißverbindungen und setzt die Aussagefähigkeit einer Ultraschallprüfung an austenitischen Schweißverbindungen herab.

Die Ablenkung der Ultraschallwellen ist in Bild 1.1 schematisch für die beiden Wellenmoden Transversal- und Longitudinalwelle bei verschiedenen Einschallwinkeln dargestellt. Die roten Kurven zeigen wie stark der Ultraschall prinzipiell abgelenkt wird, die schwarzen Linien stellen den ungehinderten Verlauf der Welle dar.



**Bild 1.1** Schematische Darstellung der Ablenkungen der US-Wellen bei der Prüfung durch eine austenitische Schweißnaht mit ausgeprägter Stängelkristallitstruktur mit a) Longitudinalwellen und einem  $45^\circ$ -Einschallwinkel; b) Transversalwellen und einem  $60^\circ$ -Einschallwinkel

Werden Komponenten aus austenitischen Werkstoffen bzw. Werkstoffverbindungen mittels Ultraschall zerstörungsfrei geprüft, stellt die Schweißverbindung selbst ein großes Hindernis dar. Fehler, wie Risse in der Schweißnaht oder im Flankenbereich, sind aufgrund der zahlreichen Wechselwirkungen des Ultraschalls mit dem Schweißgutgefüge schwer zu lokalisieren bzw. die Anzeigen sind schwer zu interpretieren. Besonders bei einseitiger Zugänglichkeit der Komponente, wenn

durch die Schweißnaht hindurch geprüft werden muss, bspw. um Fehler im Material der anderen Werkstoffseite bzw. Schweißnahtflanke zu detektieren.

Anders als im homogenen Grundwerkstoffgefüge oder ferritischen oder niedriglegierten Stählen, wo sich der Ultraschall richtungsunabhängig (isotrop) ausbreiten kann. In feinkörnigen Bauteilen sind senkrecht in den Werkstoff hineinlaufende Risse in Schweißnahtlängsrichtung, d. h. der Riss verläuft längs in Schweißrichtung, i. d. R. gut mittels Ultraschall zu detektieren. Da häufige Fehlerarten in austenitischen Schweißnähten in der Wärmeeinflusszone oder Wurzelzone verlaufen und in Kombination mit einem stark den Ultraschall beeinflussenden Gefüge schwer zu detektieren sind, ergeben sich hier große Schwierigkeiten für die Prüfung von z. B. Kraftwerksrohrleitungsverbindungen. Dies brachte den Anstoß zu der hier aufgeführten Untersuchung: Interkristalline Spannungskorrosionsrisse in Kraftwerksbauteilen mit austenitischen Schweißverbindungen sind Gegenstand zahlreicher zerstörungsfreier Prüfungen mittels Ultraschall an Rohrleitungsverbindungen in Kraftwerken. Die Schweißverbindungen sind oftmals eingeschränkt zugänglich, d. h. im Kraftwerk durch bauliche Situationen beschränkt zugänglich oder durch die konstruktive Gestaltung der Bauteile für den Ultraschall nicht direkt zu erreichen. Erschwerend kann hinzukommen, dass durch das Vorliegen von Druckspannungen am Riss, dieser wieder zusammengepresst wird und so für den Ultraschall nahezu nicht erfassbar ist. Im Einsatz ist es bei der Ultraschallprüfung notwendig, an zahlreichen Positionen aufgrund der oben genannten Einschränkungen, durch die Schweißnaht hindurch zu prüfen. Dies ist erforderlich, um mit dem Ultraschall die nicht zugängliche Bauteilseite bzw. Schweißnahtflanke sichtbar zu machen. Diese Tatsache zeigt auf, warum ein Bedarf besteht austenitische Schweißverbindungen mit grobem Gefüge aufgrund stark orientierter Stängelkristallite für den Ultraschall besser prüfbar zumachen.

Es wurden in der Vergangenheit weltweit verschiedene Ansätze in der zerstörungsfreien Prüfung (ZFP), Forschung und Entwicklung gewählt, um die problembehafteten Prüfungen an austenitischen Schweißverbindungen zu erleichtern. Ein Ansatz ist die Veränderung der Ultraschall-Prüftechnik selbst, z. B. durch angepasste Prüfköpfe, geeignete Wellenmoden oder neue Verfahren mit Rekonstruktionsalgorithmen [Hud85] [Neu79] [Neu80] [Kra78]. Über angepasste Prüftechniken (wie z. B. Phased-Array und SAFT) konnte in der Vergangenheit eine Verbesserung der US-Prüfung erreicht werden. Es konnte unter Zuhilfenahme dieser Techniken erreicht werden, dass durch die Eingabe von Gefügeparametern bzw. die gleichzeitige Anwendung möglichst vieler Winkelprüfungen in einem Arbeits-

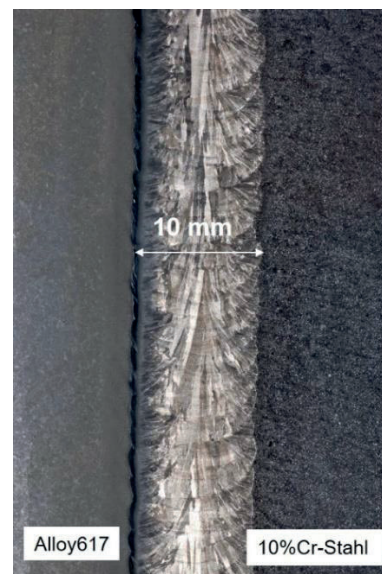
## 1 Einleitung

schritt, eine erhöhte Informationsdichte pro Prüfung generiert wurde. Durch vorausberechnende Modellierungen von US-Ausbreitungen war es möglich eine Abschätzung des Verlaufs der Ultraschall-Wellen in der groben Kornstruktur zu treffen (z. B. GRS Projektnr. 1501504).<sup>1</sup> Hierfür ist es noch immer erforderlich eine metallografische Untersuchung (zerstörende Prüfung) der Schweißnaht anzufertigen um auf die tatsächliche Kornstruktur/ Schweißnahtgefüge schließen zu können.

Ein weiterer Ansatz ist die Veränderung der Schweißnahtgeometrie von volumenhaften U-Nähten hin zu volumenärmeren Engspaltnähten, vgl. [Mae72]. Es stellt sich jedoch in der Praxis sehr schnell heraus, dass auch bei dieser Art der Schweißung ein Gefüge entstehen kann, das eine bevorzugte Stängelkristallitstruktur aufweist und sich nachteilig auf die Ultraschallprüfung auswirkt.

In Bild 1.2. ist der Ausschnitt einer Engspalt-Mischnaht zu sehen. Die Stängelkristallite stehen in der Mitte der Schweißnaht nahezu senkrecht zur Oberfläche. Wie die Erfahrung aus der Praxis bei der Ultraschallprüfung von Engspaltnähten zeigt, stellen auch in diesem Fall solche groben Strukturen Grenzflächen für den Ultraschall dar. Die Reflexionen in diesem Bereich werden stark erhöht. Die stark gerichteten Stängelkristallite bilden nahezu senkrechte Grenzflächen für den Ultraschall.

**Bild 1.2** Gefüge einer Engspaltnaht mit ausgeprägter zeiliger Stängelkristallitstruktur mit bevorzugter Orientierung, Ferrit- an Austenit-Grundwerkstoff



---

<sup>1</sup>1501504: Berechnung der Ultraschallstreuung für einen verbesserten Nachweis von rissartigen Fehlern in austenitischen Schweißnähten Phase 2: Berechnung der Ultraschallstreuung für 3D-Schweißnahtmodelle

Weiterhin wurde in der Vergangenheit versucht, über eine prüfgerechte Konstruktion der Komponenten, die US-Prüfung zu erleichtern. Anlagenkomponenten können aber nur beschränkt an die spätere ZFP mit Ultraschall angepasst werden. Maßnahmen, die die Situation vor Ort verbessern könnten sind die Zugänglichkeit der Schweißnähte von beiden Seiten oder z. B. dünnwandige Bauteile. Die Funktion der Komponenten steht jedoch weiterhin bei der Konstruktion im Fokus. Gerade weil die Problematik auch sicherheitstechnisch relevante Komponenten in den konventionellen Kraftwerken betrifft.

Über chemische Veränderungen des Schweißgutes bzw. des Grundwerkstoffes, also durch die Zugabe von chemischen Keimbildern, besteht die Möglichkeit viele kleine Keime in der Schmelze (schmelzflüssiger Zustand des Schweißguts) zu erzeugen und so das Wachstum grober Stängelkristallite zu minimieren. Der Ansatz der chemischen Veränderungen der Werkstoffe rückte aufgrund der möglichen Veränderungen für die Werkstoffeigenschaften in den Hintergrund dieser hier vorgestellten Untersuchungen und wird deshalb nicht näher betrachtet.

Bei der Herstellung von Schweißnähten wird das Kriterium des prüfgerechten Konstruierens, der notwendigen Bedingung einer leicht zugänglichen und gut prüfbar Schweißverbindung, im späteren Stadium der Herstellung oder im Einbau, kaum beachtet. Im späteren Lebenszyklus der Nähte werden dadurch die zerstörungsfreien Prüfungen erheblich erschwert. Zu diesem Zeitpunkt ist es nachträglich nicht mehr möglich, verbessernd auf die ZFP einzuwirken. Dabei gemeint sind die erleichterte Zugänglichkeit und die einfache Prüfung der Schweißnaht. Die Prüfmethoden und -verfahren wurden in den letzten Jahren bis an die Grenzen des Machbaren optimiert.

Für die Hersteller der Schweißverbindungen bzw. die Auftraggeber, bestand bisher kaum Interesse bzw. kaum Aufmerksamkeit, bei der Herstellung auf eine erleichterte Prüfbarkeit zu achten, das z. B. durch geändertes Gefüge realisiert werden könnte, genauer im austenitischen Gefüge das Grobkorn zu verfeinern. Eine Veränderung im Gefüge ist für die Endabnehmer (Rohrhersteller, Anlagenbauer, u. a.) bisher nur dann von Interesse, wenn die mechanisch-technologischen und korrosionstechnischen Eigenschaften der Schweißnaht dadurch verbessert werden.

Die Problematik bei der Ultraschall-Prüfung, besonders bei dickwandigen Komponenten, ist bei vielen Anwendern bekannt. Die Tatsache, dass die ausgeprägten stängeligen Kristallite für die erschwerte Ultraschallprüfung verantwortlich sind, ist bei den Anwendern überwiegend unbekannt. Lediglich ein beschränkter Perso-

nenkreis, welcher ein oberflächliches oder, im besten Fall detailliertes Werkstoffkundewissen besitzt, weiß über diesen Effekte Bescheid. Der Beauftragende hat in den wenigsten Fällen ein detailliertes Ultraschall-physikalisches Verständnis bzw. Wissen oder Detailprüfkenntnisse. Die verantwortlichen Hersteller beauftragen die Prüfungen überwiegend produktorientiert und die Projektnehmer beauftragen projektorientiert, sodass die Probleme erst wieder bei der eigentlichen Prüfung der Schweißnähte auftreten.

Eine signifikante Verbesserung der Prüfaussage für die US-Prüfung austenitischer Schweißnähte konnte jedoch durch die oben aufgeführten Maßnahmen und Wege nicht erreicht werden. Eine US-Prüfung an diesen Schweißverbindungen ist nach wie vor problembehaftet, bzw. die getroffenen Auswertungen der Anzeigen sind unter dem Gesichtspunkt der groben Kornstruktur zu bewerten.

Der Fakt, dass die Ultraschallsignale aufgrund der Ablenkung im Gefüge falsch interpretiert werden können, sowie das Motiv diesen seit langem bestehenden und bekannten Zustand zu ändern, d. h. die Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißnähten in der Praxis zu verbessern oder zu erleichtern, stellt heraus wie bedeutend die Fragestellung ist:

Gibt es eine Möglichkeit, die Schweißnaht bei der Erstarrung so zu beeinflussen, dass sie bei der Ultraschallprüfung weniger stark in Wechselwirkungen mit dem Ultraschallsignal tritt?

## 1.2 Zielsetzung und Lösungsweg

Abgeleitet aus der dargestellten Problemstellung, wird in dieser Arbeit von einem neuen Ansatz zur verbesserten Ultraschallprüfung austenitischer Schweißverbindung ausgegangen. Die Frage ist, ob es möglich ist eine Verbesserung der Ultraschallprüfung einer austenitischen Schweißnaht zu erreichen bzw. die Auffindwahrscheinlichkeit von Fehlern zu erhöhen, indem das Gefüge der Schweißnaht modifiziert wird. Der Verursacher des Problems selbst wird angepasst, d. h. die grobe Kornstruktur, die während des Erstarrungsprozesses in der Schweißnaht entsteht. Die Hypothese dieser Arbeit ist, dass es durch verschiedene Mechanismen möglich ist, ein Vergrößern der Kornstruktur zu unterbinden, zu verändern oder zu verhindern. Durch den Einsatz verschiedener Manipulationen der Schweißnaht ist das Gefüge in austenitischen Schweißverbindungen so zu verändern, dass die Ultraschallprüfungen mit weniger starken Wechselwirkungen aus dem Gefüge stattfinden können.

Wie Ultraschallprüfungen von feinkörnigen Grundwerkstoffen oder Schweißgut mit homogener Gefügestruktur zeigen, führt ein feineres Korn zu weniger Wechselwirkungen mit dem Ultraschall. Der Grundgedanke dahinter ist, dass von einer deutlich feineren, weniger gerichteten Kornstruktur weit weniger Beeinflussungen der Ultraschallwellen zu erwarten sind. Die Erfahrungen aus der Praxis zeigen, dass für feinkörnige Strukturen wie z. B. Feinkornbaustahl oder gleichartige ferritische Schweißverbindungen mit feinem Korn, die Ultraschallprüfung ohne besondere Schwierigkeiten durchgeführt und Anzeigen sehr gut nachgewiesen werden können.

Für die Herstellung der Schweißnähte in dieser Arbeit wird das am häufigsten in der Praxis eingesetzte Lichtbogenschweißverfahren WIG eingesetzt. Durch das Schweißen von Hand durch eine ausgebildete schweißende Person und durch den Einsatz einer speziell für diese Versuche aufgebauten halbautomatischen WIG-Schweißanlage, soll eine möglichst hohe Reproduzierbarkeit der Schweißungen gegeben sein.

Durch metallografische Untersuchungen werden die modifizierten Gefüge beurteilt. Anhand der Beurteilung von Makroschliffen erfolgt eine erste Bewertung des Einflussparameters auf die Naht. Aus der modifizierten Schweißnaht wird anschließend jeweils ein Testkörper für die Ultraschallprüfung hergestellt. Es gilt dabei definierte Referenzreflektoren nachzuweisen. Ausführliche Prüfungen mit Ultraschall nach den Standardmethoden und -verfahren soll zeigen, welchen Einfluss das durch den Parameter veränderte Gefüge auf die Ultraschallprüfung hat. Bei der Ultraschallprüfung der hier angefertigten Testkörper soll, in Anlehnung an typische Prüfsituationen aus der Praxis, durch die Naht hindurch geprüft und Referenzreflektoren in der Naht nachgewiesen werden. Es wird geprüft werden durch welche Art der Modifikation des Gefüges eine verbesserte Auffindwahrscheinlichkeit von Fehlern erzeugt werden kann, verglichen mit einer unter normalen Bedingungen, d. h. unbeeinflusst hergestellten austenitischen Schweißverbindung.

Für den Einflussparameter der sich am besten für eine prüfgerechte Schweißung eignet, wird im Anschluss eine Schweißnaht mit großer Wanddicke, gegenüber den ersten Testkörpern, hergestellt. Der neue dickwandige Testkörper wird einer ausführlichen Ultraschallprüfung unterzogen, und abschließend mechanisch-technologischen Untersuchungen unterzogen und dadurch validiert. Diese Untersuchungen dienen dem Nachweis, dass sich die mechanisch-technologischen Eigenschaften durch die Gefügebeeinflussung nicht verschlechtert haben. Die Aussagesicherheit

der modifizierten Schweißverbindungen gegenüber nicht veränderten Schweißverbindungen soll durch ausführliche Ultraschallprüfungen bestärkt werden.

Unter dem Gesichtspunkt der Übertragbarkeit der Ergebnisse in die Praxis sind die Manipulationsparameter möglichst einfach zu wählen. Es soll für den späteren Anwender ohne großen Aufwand möglich sein, diesen Parameter in den Schweißprozess zu integrieren. Es sollen dabei sehr einfache praktisch umzusetzende Maßnahmen angewendet werden, um für die spätere Anwendung in der Praxis eine Möglichkeit zu geben, gängige Schweißverfahren ohne aufwendige Prozess- oder Gerätetechnik nachrüsten zu können. So besteht die Möglichkeit für Rohrleitungshersteller, Anlagen- und Komponentenbauer, für den Fahrzeug- und Maschinenbau sowie für den Behälter- und Apparatebau ihre bestehenden Anlagen bei Schweißungen austenitischer Verbindungsnahte ohne übermäßigen Aufwand zu modifizieren, sofern eine prüfgerechte Schweißnaht für den Anwender eine Rolle spielt. Eine prüfgerechte Schweißnaht ist für die Qualitätssicherung bzw. -prüfung wünschenswert, denn in den meisten Fällen müssen die Nahte bei der Herstellung und im Einsatz mehrfach mit Ultraschall geprüft werden. Weiterhin kann die prüfgerechte Schweißnaht auch bei bestehenden Komponenten zum Einsatz kommen, wenn Reparaturschweißungen, z. B. im Rahmen von wiederkehrenden Prüfungen durchgeführt werden. Die Problematik des Grobkorns wurde in der Vergangenheit durch angepasste Prüftechniken versucht zu umgehen. So wurde, soweit es möglich ist, die Ultraschallprüfung durch die Durchstrahlungsprüfung mit Röntgenstrahlen ersetzt. Es wurden Zwischenprüfungen mittels Durchstrahlungsprüfung bei Erreichen von  $1/3$  oder  $2/3$  Wanddicke bzw. vor Erreichen der vollen Wanddicke durchgeführt. Auch wurden die Durchstrahlungs- und Ultraschallprüfung gemeinsam durchgeführt um sich gegenseitig abzusichern. Weiterhin wird die Ultraschallprüfung mit speziell angepassten Vergleichskörpern für die jeweilige Geometrie der aktuellen Prüfaufgabe oder teilweise sogar für eine spezielle Werkstoffcharge durchgeführt. Das ist sehr zeitaufwändig und verursacht zusätzliche Kosten bei der Komponentenfertigung. Mit einem für die Ultraschallprüfung angepassten Gefüge könnten diese zusätzlichen Schritte eingespart werden.

### 1.3 Aufbau der Arbeit

In Kapitel 2 folgt eine Einführung in Werkstoffgrundlagen (siehe Kapitel 2.1) und in die Ultraschallprüfproblematik des austenitischen Werkstoffes (siehe Kapitel 2.6). In Kapitel 2.10 werden verschiedene Ansätze vorgestellt, wie es möglich ist eine veränderte Kornstruktur im austenitischen Schweißnahtgefüge zu erzeugen.



Kapitel 3 beschreibt die Versuchsaufbauten. Im Kapitel 3.4 werden diese Ansätze zur Kornfeinung aus dem aktuellen Stand aus Wissenschaft und Technik auf das Schweißen von Austenit übertragen. Kapitel 4 beschreibt die Durchführung der Versuche und es wird eine Charakterisierung der ausgebildeten Gefüge vorgenommen. Im Kapitel 4.12 zur metallografischen Untersuchung werden die Veränderungen im Gefüge durch die verschiedenen Einflussfaktoren dargestellt und analysiert. Im Kapitel 5 wird anhand der Ultraschallprüfungen an den modifizierten Schweißnähten in Form von Ultraschall-Testkörpern beschrieben und es wird aufgezeigt, welcher Ansatz zu einer Verbesserung der Auffindwahrscheinlichkeit eines definierten Fehlers in der austenitischen Schweißnaht beiträgt. Der zielführende Ansatz wird ausführlicher ausgewertet und diskutiert (siehe Kapitel 6). Die mechanisch-technologische Untersuchung an diesem Testkörper wird in Kapitel 6.5 dargestellt. Die Ergebnisse zeigen, dass die Veränderungen beim Schweißen keine nachteiligen Beeinträchtigungen auf die Eigenschaften der Naht haben. In der abschließenden Zusammenfassung in Kapitel 7 werden die wesentlichen Erkenntnisse dieser Forschungsarbeit aggregiert und diskutiert sowie ein Ausblick auf darauf aufsetzende und weiterführende Untersuchungen aufgezeigt (siehe Kapitel 8).



# 2 Stand aus Wissenschaft und Technik

## 2.1 Werkstofftechnische Grundlagen

Zu Beginn des Kapitels wird auf die Besonderheiten des austenitischen Gefüges eingegangen, weiterhin die Einsatzgebiete beschrieben und es wird aufgezeigt welche Fehler in Schweißnähten aus diesem Material auftreten können.

Der austenitische Gefügestand, wie er in austenitischem Schweißgut vorliegt, zeichnet sich durch ein stark akustisch anisotropes Werkstoffverhalten aus. Betroffen von dieser Eigenschaft sind auch austenitische Plattierungsschweißungen, Mischschweißverbindungen sowie austenitischer Guss, vgl. [Mat09].

Die Gruppe der austenitischen Stähle, also Cr-Ni-Stähle die ein Gefüge mit austenitischer Struktur aufweisen, besitzen ein großes Einsatzgebiet. Diese Stähle sind nach DIN EN 10088-2 (2014) genormt. Ein korrosionsbeständiger Stahl mit austenitischem Gefüge liegt vor, wenn der Legierung 15-30%Cr, 3,5-32%Ni hinzu legiert wurden. Das austenitische Gefüge dieser Zusammensetzung ist bei Raumtemperatur beständig, vgl. [Sch97].<sup>2</sup>

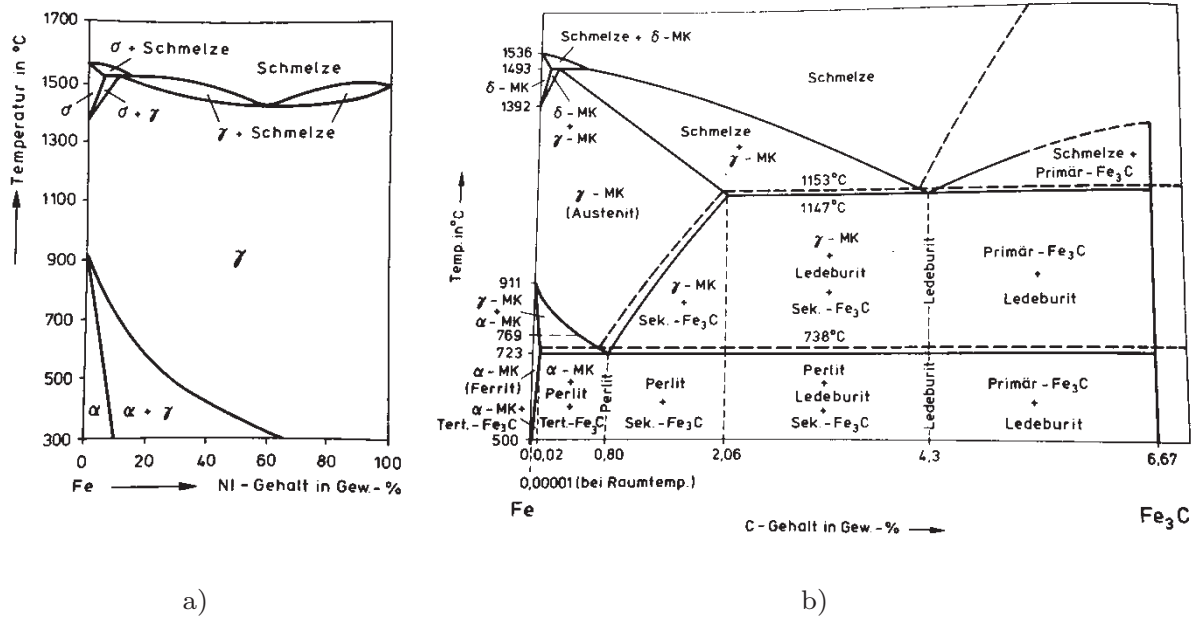
Neben hochwarmfesten und hitzebeständigen Stählen ist die am häufigsten anzutreffende Form die der korrosionsbeständigen Stähle. Weitere Anwendungen können auch bei sehr kleinen Temperaturen und als nichtmagnetisierbare Stähle mit voll-austenitischem Gefüge erfolgen. Die vorliegende Arbeit setzt sich mit den *korrosionsbeständigen* austenitischen Stählen auseinander, die nachfolgend näher beschrieben werden.

Als Austenit wird die homogene Phase von  $\gamma$ -Mischkristallen im Fe-C-Phasendiagramm bezeichnet, die bei der Abkühlung unterhalb 1392°C aus der kubisch raumzentrierten (krz)  $\delta$ -Eisen-Phase in die kubisch flächenzentrierten (kfz)  $\gamma$ -Eisen-Phase umwandeln und bei  $(T) = 1147^\circ\text{C}$  einen maximalen Kohlenstoff-Gehalt

---

<sup>2</sup> Weitere Legierungselemente können Mo, Mn, Si, Cu, N, Nb, Ti und Vd darstellen. Der Einfluss dieser Elemente wird im Anhang A.1 näher beschrieben.

von 2,06% aufweisen, vgl. [Oet11]. Verschiedene Legierungselemente können durch die Ausdehnung des  $\gamma$ -Bereiches verändert werden. Durch u. a. Ni, Co, Mn und C wird dieser  $\gamma$ -Bereich stark erweitert, sodass er sich bei ausreichend hohem Gehalt an diesen Legierungselementen bis zur Raumtemperatur (RT) und  $T < RT$  ausdehnen kann (siehe Bild 2.1). Im Vergleich dazu ist der  $\gamma$ -Mischkristallbereich für das Phasensystem für reines Eisen-Kohlenstoff auf eine untere Temperatur von  $(T) = 723^\circ\text{C}$  beschränkt. Da es sich bei hochlegierten austenitischen Stählen um ein mehrkomponentiges System handelt, dienen die Grundlagen aus dem Fe-C-Diagramm lediglich zu Veranschaulichung.



**Bild 2.1** Phasendiagramm; a) für das Legierungselement Nickel mit dem stark erweiterten Austenitbereich; b) Eisen-Kohlenstoff mit --- metastabiles System und - - - Abweichungen des stabilen Systems, entnommen aus [Dom01]

Die wichtigsten kennzeichnenden Eigenschaften dieser austenitischen Stähle sind nachfolgend aufgeführt. Sie zeigen:

keine Magnetisierbarkeit.

aufgrund des kfz- Gitters, eine hohe Zähigkeit bis in den Tieftemperaturbereich hinein. Daraus ergibt sich eine gute Beständigkeit gegen Sprödbruchversagen.

eine niedrige Streckgrenze.

eine ausgezeichnete Hochwarmfestigkeit.

Austenitische Stähle zeigen keine Umwandlungshärtbarkeit, d. h. sie können nicht durch thermische Behandlung (Normalglühen) und anschließendes Abschrecken gehärtet werden. Ursache ist die fehlende Umwandlung von  $\gamma$ -Ferrit nach  $\alpha$ -Ferrit

bis in den Raumtemperaturbereich hinein, vgl. (Strassburg 2009), (Richter 1995), (Schuster 1997).

Daraus ergibt sich folglich keine Aufhärtung im Bereich der Wärmeeinflusszone (WEZ) und keine wesentliche Kornvergrößerung.

Jedoch können durch unsachgemäße Verarbeitung folgende Effekte beobachtet werden, vgl. (Böhler 2008):

Sensibilisierung, d. h. eine Verminderung gegenüber der Beständigkeit gegen Korrosion durch Chromkarbidbildung.

Heißrissbildung, d. h. eine Korngrenzentrennung während der Erstarrung bzw. in der hochoberhitzen WEZ bei der Erstarrung.

Versprödung, aufgrund der Ausscheidung der intermetallischen Sigma-Phase durch hohe Temperaturbeaufschlagungen (600 - 900°C) oder Glühungen.

eine hohe Kaltverfestigung, d. h. eine hohe Härte wird durch Kaltverformung erreicht, vgl. (Oettel 2011).

eine hohe Löslichkeit für Kohlenstoff und Stickstoff aufgrund des kfz-Gitters. Daraus ergibt sich auch, dass eine Umwandlung von grobem Korn kaum möglich ist, vgl. (Domke 2001) (Strassburg 2009)

Verzug beim Schweißen, einhergehend mit erhöhter Eigenspannung aufgrund des hohen Wärmeausdehnungskoeffizienten bzw. der kleinen Wärmeleitfähigkeit, vgl. (Schuster 1997).

eine hohe Korrosionsbeständigkeit, aufgrund der Ausbildung einer schützenden Chromoxidschicht an der Oberfläche.

Zur Erzeugung von reinem Austenit wird bei der Herstellung von einer Temperatur ( $T$ ) = 1050°C abgeschreckt (sehr schnelle Abkühlung). Eine langsame Abkühlung führt zur Ausscheidung von Chromkarbiden an Korngrenzen und ist nicht erwünscht, denn jene machen den Werkstoff anfällig für interkristalline Korrosion oder Versprödung. Bei Chrom-Nickel-Stählen handelt es sich um korrosions- und säurebeständige Stähle mit hoher Festigkeit. Weitere positive Eigenschaften sind die sehr gute Schweißbarkeit und wie oben beschrieben, eine gute Kaltumformbarkeit. Dadurch eignen sie sich insbesondere für die Anwendung von stark beanspruchten Komponenten bei erhöhten Temperaturen und in der Umgebung von aggressiven Medien. Durch die Ausbildung einer oberflächlichen Passivierungsschicht wird die Eigenschaft der Korrosionsbeständigkeit erklärt. Der Legierungsbestandteil Chrom (bei Anteilen  $> 12\%$ ) bildet eine wenige Nanometer dicke

schützende Oxidschicht, eine einatomige Sauerstoffdeckschicht auf der Oberfläche des Stahls aus. Diese Schicht ist so dünn, dass sie für das menschliche Auge nicht wahrnehmbar ist aber der Chrom-Nickel-Stahl die metallisch erscheinende Oberfläche beibehält, vgl. [Oet11].

Das austenitische Gefüge ist im Allgemeinen bei *Raumtemperatur* stabil, sofern ausreichend Cr, Ni bzw. Mn zulegiert ist. Bei Raumtemperatur setzt sich das Gefüge eines korrosionsbeständigen Chrom-Nickel-Stahls, in Abhängigkeit der Legierungszusammensetzung, der Wärmebehandlung, der Haltezeit bei erhöhten Temperaturen und ggf. Kaltumformung, aus den Gefügebestandteilen Austenit ( $\gamma$ -MK), Delta-Ferrit ( $\delta$ -MK) und Karbiden zusammen. Eine vierte Gefügephase, die intermetallische Sigma-Phase ( $\sigma$ -Phase) entsteht nur unter bestimmten Bedingungen: bei Vorhandensein von  $> 12\%$  Ferrit im erstarrten Schweißgut sowie bei langem Aufenthalt in einem Temperaturbereich von  $600 - 900^\circ\text{C}$ , wobei Molybdän, Titan und Silizium die  $\sigma$ -Phasenbildung begünstigen. Bei Temperaturen  $> 900^\circ\text{C}$  geht die  $\sigma$ -Phase wieder in Lösung und kann dadurch bei einer entsprechenden Glühbehandlung wieder beseitigt werden, vgl. [Bar08], [Sch97]. Die Sigma-Phase ist aufgrund ihres spröden Verhaltens für zahlreiche Anwendungen unerwünscht.

Im Allgemeinen ist von einer *Wärmebehandlung* nach dem Schweißen abzusehen, da diese die Korrosionsbeständigkeit bzw. die Zähigkeit herabsetzen, vgl. [Cam04]. Wenn eine Wärmebehandlung nach dem Schweißen gefordert wird, kann eine Lösungsglühung bei  $1050-1100^\circ\text{C}$  für 1h mit anschließender Wasserabschreckung oder an Luft erfolgen. Das eingestellte Gefüge ist dann austenitisch und homogen verteilt, vgl. [Oet11], [Sch97]. Eine Spannungsarmglühung wird durch das einstündige Halten bei einer Temperatur von  $950^\circ\text{C}$  und anschließender Abkühlung an Luft erreicht. Eine Wärmebehandlung von austenitischem Stahl wird im Allgemeinen aber nicht durchgeführt, um eine Gefügeumwandlung zu erzeugen, sondern um Verfestigungen zu beseitigen und unerwünschte Karbide aufzulösen.

Durch einen gestörten Gefügebau, Gitterspannungen aufgrund von Kaltverformungen, Chromkarbidausscheidungen, Einschlüsse oder Oberflächenzustände, die die Ausbildung einer homogenen Passivierungsschicht behindern, kann der Werkstoff korrosionsanfällig werden. Sensibilisierungsglühungen können einen Kornzerfall herbeiführen und ebenfalls die Korrosionsbeständigkeit dieser Stähle herabsetzen. Ein Kornzerfall aufgrund von Karbidausscheidungen an Korngrenzen des Gefüges begünstigt die interkristalline Korrosion.

Schweißzusatzwerkstoff (SZW)

Analog zu den austenitischen Grundwerkstoffen besitzen die austenitischen Schweißzusatzwerkstoffe gleiche Werkstoffeigenschaften: Sie sind nicht umwandlungshärtbar und bedürfen vor oder nach dem Schweißen keiner Wärmebehandlung. Für das Schweißen austenitischer Werkstoffe ist der SZW an die metallurgischen, mechanischen und korrosiven Eigenschaften des Grundwerkstoffes bzw. der zu fertigenden Komponente anzupassen. Um der Heißrissbildung entgegenzuwirken ist für das Schweißen austenitischer Verbindungen Schweißzusatz mit Deltaferritgehalt mit einer Ferritnummer zwischen 5 – 15 FN bzw. Schweißzusätze, die ein vollaustenitisches Schweißgut erzeugen, zu verwenden.

## 2.2 Einsatzgebiete austenitischer Schweißverbindungen

In diesem Abschnitt wird ein Überblick über die Einsatzgebiete austenitischer Schweißnähte gegeben.

Austenitische Stähle sind in einer Vielzahl von Anwendungen in Komponenten im Kraftwerks- und Anlagenbau, sowie im Schiffbau, Flugzeugbau, der chemischen und der petrochemischen Industrie zu finden. Sie werden in fossil beheizten Kraftwerken in korrosiven Medien und bei erhöhten Temperaturen eingesetzt, bspw. im Dampferzeugerbereich und in Rohrleitungen. In Müllverbrennungsanlagen werden sie als Plattierungswerkstoff für warmfeste Stähle verwendet, zusammen mit Nickellegierungen. Transportbehälter für Tankwagen von Schlamm oder Aschen aus Kraftwerken werden aus korrosionsbeständigen Stählen gefertigt. Weiterhin werden sie im Anlagenbau im Küstenbereich eingesetzt (Angriffsmedien: Meerwasser, Chloride). In Kernkraftwerken kommen austenitische Werkstoffe im Bereich von Druckgefäßen als Plattierungswerkstoffe, bei Mischverbindungen, im Bereich der Dampferzeugerrohre zum Einsatz. Weitere Einsatzgebiete sind Gasturbinen-Kraftwerke, Rauchgasentschwefelungsanlagen und Außenschornsteine. In der Wasserwirtschaft finden die austenitischen Stähle Verwendung im Bereich von Trinkwasserwerken und -Leitungen, in Kläranlagen, Abwassersystemen, Schwimmbädern, Kühlwassersystemen mit Fluss- und Meerwasser als Medium. Durch die gute Zähigkeit aufgrund des kfz-Gitters eignen sie sich gut für die Anwendung in der Kältetechnik, als Rohrleitungen oder Behälterwerkstoffe. Im Fahrzeugbau werden sie z. B. bei Tankfahrzeugen für die Chemie- und Lebensmittelindustrie eingesetzt. Weitere Anwendungen sind im Bereich der PKW-Abgase, im Schienenfahrzeugbau sowie im Schiffbau (Meerwasserkontakt, Chemietanks, Transporttanks), im Behälterbau für Konsumgüter (Lebensmitteltanks) und im

Bauwesen (als Architektur- oder Funktionselemente) zu finden, vgl. [Str09], um nur einige der zahlreichen Einsatzgebiete der austenitischen Werkstoffe zu nennen. In Richter (1995) werden einige Beispiele für Schweißverbindungen die mit dem WIG-Verfahren hergestellt sind, aufgeführt. So z. B. Nähte an Rohren in Wärmetauscherböden, einseitige Wurzelschweißungen an Rohren und Behältern sowie Rohr-Längsnähte, vgl. [Ric95].

## 2.3 Arten von Fehlern in austenitischen Schweißverbindungen

Das Aufzeigen der Fehlerarten die in den austenitischen Schweißverbindungen auftreten können, dient dem Verständnis, warum es so wichtig ist, die Ultraschallprüfung als Prüfmethode zum Auffinden dieser Fehler zu benutzen. Mit einer funktionierenden Prüfmethodik in Kombination mit einer den Ultraschall kaum beeinflussenden Schweißnaht, könnten Schäden in den Bauteilen rechtzeitig und genau identifiziert werden. In diesem Abschnitt werden verschiedene Arten von Fehlern in austenitischen Schweißverbindungen aufgezeigt, die zur Schwächung oder dem Versagen des Bauteiles führen können. Es wird auf korrosiven Angriff, Herstellungsschäden und betriebsbedingte Fehler eingegangen.

### Schäden durch korrosiven Angriff

Schädigungsmechanismen aufgrund von *interkristalliner Korrosion* treten bei austenitischen Armaturen oder Rohrleitungen mitunter häufig auf. Die Risse verlaufen entlang geschwächter Korngrenzen. Besonders wenn erhöhte Temperaturen, wie etwa bei der Herstellung von Schweißverbindungen am Bauteil dem Gefüge zusetzen. Zwingende Voraussetzung für die IKK ist, neben dem gleichzeitigen Vorliegen des anfälligen Gefügestandes und der erhöhten Temperatur, das Vorhandensein eines Angriffsmediums. Diese drei Faktoren treffen zusammen, wenn z. B. austenitische Schweißverbindungen von einem Angriffsmedium bei erhöhten Temperaturen ( $> RT$ ) durchströmt werden. Das zusätzliche Vorliegen von Spannungen am Werkstück, etwa durch Überbeanspruchungen, kann den Prozess zudem beschleunigen. Der Schadensmechanismus wird als *interkristalline Spannungsrissskorrosion* (IKSpRK) bezeichnet. Der Riss läuft in der Regel zwischen den einzelnen Körnern des Gefüges hindurch und kann mikroskopisch gut identifiziert werden. Diese IKSpRK-Risse verlaufen meist direkt neben der Schweißnaht in den Grundwerkstoff hinein und folgen der Schweißnahtflanke durch die WEZ, bis sie selbst in die Schweißnaht hinein wachsen können, vgl. [Wen98].



Die durch Kaltverformung und Chloridionen begünstigte *transkristalline Spannungsrisskorrosion* (TKSpRK) zeichnet sich durch einen Rissverlauf durch die Gefügekörner hindurch aus. Diese Fehlerart wird besonders durch stark verzweigte und netzartige Rissstrukturen charakterisiert. Die Fehler verlaufen häufig in der WEZ oder Wurzelzone.

Die oben beschriebene *Spannungsrisskorrosion* (SpRK) tritt nicht nur an den hier verwendeten gleichartigen Schweißverbindungen, sondern auch an Mischverbindungen von artfremden Werkstoffen auf. So z. B. an Mischschweißnähten aus Ferrit und Austenit, die durch eine austenitische Schweißverbindung zusammengefügt werden, oder durch Schweißzusatzwerkstoff aus Nickellegierungen. Diese Mischverbindungen können mit einer Pufferung und einer Plattierung versehen sein. Diese Art der Ausführung erleichtert die Ultraschallprüfung nicht, da sich die Körner in den einzelnen Schweißzonen jeweils nach der Wärmeführung ausbilden und stark voneinander unterscheiden können.<sup>3</sup>

#### Schäden aus der Herstellung

Neben den oben beschriebenen korrosiven Schäden treten in austenitischen Schweißverbindungen auch herstellungsbedingte Fehlerarten auf. Genannt seien hierzu beispielhaft Poren, Schlackeeinschlüsse, Fehler durch Schrumpfprozesse und Heißrisse aus dem Erstarrungsprozess, Schülpen durch den Schmiedeprozess, Bundefehler an den Schweißnahtflanken oder zwischen den Schweißlagen, Wurzeldurchhang oder Wurzelkerben aufgrund von fehlerhaften Schweißprozessen.

*Heißrisse* können zerstörungsfrei nur schwer nachgewiesen werden. Ihre Ausdehnungen sind meist sehr gering. In Schweißnähten können Heißrisse als Erstarrungsrisse in der Verbindungsnaht auftreten. In der WEZ und bei Mehrlagenschweißungen werden sie als Wiederaufschmelzrisse bezeichnet, vgl. [Str09]. Als Heißriss wird die interkristalline Trennung beim Schweißen, Warmumformen und Gießen bezeichnet, die bei Temperaturen  $T > 1100^{\circ}\text{C}$  entsteht. Als Ursache gelten flüssige Korngrenzenfilme von Phasen, die erst bei Temperaturen erstarren, die unterhalb der Erstarrungstemperatur des Stahls liegen. Sie können die Schrumpfspannungen beim Abkühlen praktisch nicht übertragen, ähnlich einem Gusslunker. Von der Nahtflanke aus wachsen dann Dendriten entgegen der Wärmeabfuhr in Richtung des flüssigen Schweißgutes hinein. An der Erstarrungsfront werden

---

<sup>3</sup> Mischverbindungen und Nickellegierungen sind nicht Gegenstand der hier vorliegenden Untersuchungen, können aber für zukünftige Untersuchungen wichtige Parameter darstellen um die Auswirkungen der hier bestimmten Methode zu verifizieren.

die flüssigen Phasen angereichert. Diese werden zur Mitte der Schweißbraupe transportiert. Bei sinkender Temperatur sinkt das Volumen der Dendriten. Da die Korngrenzen noch mit der flüssigen Phase bedeckt sind, erfolgt dort unmittelbar im Zuge des Schrumpfens eine Trennung, weil im flüssigen Zustand keine Festigkeit vorliegt und die Schrumpfspannungen nicht aufgenommen werden können. Ein Erstarrungsriss ist das Resultat. Mikroskopisch lassen sich Heißrisse durch frei erstarrte Oberflächen sehr gut identifizieren, vgl. [Str09].

### Schäden aus dem Betrieb

Fehler, die während des Betriebs von Bauteilen aus austenitischen Werkstoffen auftreten, können u. a. thermisch oder auch durch Korrosion bedingt sein. Die durch korrosiven Angriff resultierende Spannungsrisskorrosion (IKSpRK) wurde bereits beschrieben.

*Ermüdungsrisse* im Bereich der WEZ oder in dickwandigen Bauteilbereichen (z. B. an Querschnittsübergängen) entstehen durch Temperaturwechselbeanspruchungen oder Thermoschocks wie sie im Kraftwerksalltag häufig auftreten. Ursache hierfür ist die geringe Wärmeleitfähigkeit die zu Spannungen aufgrund unterschiedlicher Temperaturverteilung im Bauteil führen.

Fehler aufgrund *mechanischer Überbeanspruchungen* treten selten auf, da sich diese Werkstoffgruppe durch hohe Zähigkeit und eine geringe Kerbempfindlichkeit auszeichnet.

All diesen Fehlerarten ist gemeinsam, dass sie im Bereich der *Schweißnahtflanke*, der *Wurzel* der Naht oder im *Nahtvolumen* auftreten und somit bei schwer zugänglichen Komponenten nur detektiert werden können, wenn durch das Nahtvolumen hindurch mit Ultraschall geprüft wird. Hier tritt die erschwerte Prüfung aufgrund der ausgeprägten Stängelkristallite wieder zum Vorschein und verdeutlicht, warum es erforderlich ist, das Gefüge der Naht selbst zu verändern.

## **2.4 Physikalische und technische Grundlagen zur Schweißnaht und zum Ultraschall**

Zum Verständnis der Problematik von austenitischen Schweißnähten werden in diesem Abschnitt die physikalischen und technischen Grundlagen zur Thematik von Grobkorn- bzw. Stängelkristallitbildung, Erstarrung im Schweißgut und der dafür typischen Gefügestruktur sowie abschließend die Grundlagen der Ultraschalluntersuchung von austenitischem Schweißgut dargestellt.

### 2.4.1 Erstarrungsprozess beim Schweißen austenitischer Verbindungen

Dieser Abschnitt behandelt das Schweißen von austenitischem Werkstoff und beschreibt detailliert das im Rahmen dieser Forschungsarbeit verwendete WIG-Schweißverfahren. Es wird auf die Prozesse eingegangen, die während des Schweißens im Schmelzbad ablaufen, wie die Erstarrung in diesem begrenzten Volumen abläuft und welches besondere Gefüge sich ausbildet, um zu verdeutlichen warum die Ultraschallprüfung bzw. die Durchschallbarkeit bei diesem Material so erschwert ist. Abschließend werden die Besonderheiten beim Schweißen von Austenit benannt.

Die Eigenschaften einer austenitischen Schweißnaht werden im Wesentlichen durch die Vorgänge bestimmt, die bei der Erstarrung des Schmelzbades ablaufen, vgl. [Str09]. In Abhängigkeit der Zusammensetzung erstarren austenitische Legierungen bei sehr langsamen Abkühlbedingungen im Gleichgewichtszustand entweder deltaferritisch (streifenförmige Linien im gewalzten Blech), ohne oder mit geringem Austenitanteil, oder austenitisch (Zwillingsstreifen), ohne oder mit deltaferritischem Anteil.

Beim Schweißen laufen die Prozesse mit sehr hohen Geschwindigkeiten, also in kurzer Zeit ab. Folglich ist die Abkühlgeschwindigkeit sehr groß. So kommt es vor, dass noch Restdeltaferrit vorhanden ist, wenn beim WIG-Prozess ohne Schweißzusatz auf einen deltaferritisch erstarrten Werkstoff eine Schweißbraupe aufgeschmolzen wird. 90% der austenitischen Stähle sind deltaferritisch erstarrte Austenite. Sie werden als *Standard-* oder *metastabiler Austenit* bezeichnet. Sie neigen nicht zu Heißrissen.<sup>4</sup>

*Voll-* oder *Stabilaustenite* (stabile Austenite) setzen sich aus 27% Chrom und einem erhöhten Nickelanteil zusammen, vgl. [Str09]. Sie sind bei der Abkühlung ohne Gefügeumwandlung austenitisch erstarrt. Sie zeichnen sich durch folgende Eigenschaften aus: frei von Deltaferrit und dadurch nicht magnetisierbar, gute Korrosionsbeständigkeit, gute Tieftemperaturzähigkeit bis 4K, Heißrissneigung bzw. warmrissempfindlich beim Schweißen, vgl. [Ric95].

#### Keimbildung

---

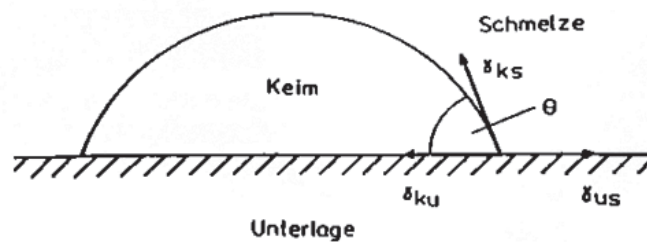
<sup>4</sup> Metastabiler Austenit bezeichnet, dass durch plastische Verformung oder schnelles Abkühlen auf sehr kleine Temperaturen teilweise Umformungsmartensit gebildet wurde.

Treibende Kraft für die Erstarrung ist die *Unterkühlung* (siehe Seite 21). Hierbei wird die Schmelztemperatur um einen geringen Betrag unterschritten. Bei der Unterkühlung einer Schmelze entstehen aus naheordneten Bereichen der Schmelze Kristallisationskeime. Diese vergrößern sich indem die umgebende Schmelze an ihnen weiter kristallisiert. Damit sind die zwei wichtigen Schritte für die Erstarrung gegeben: *Keimbildung* (siehe Seite 19) und *Kristallwachstum* (siehe Seite 21).

### Prozess der Kristallisation

Die *homogene* Keimbildung wird hier nicht betrachtet, da es sich in der Praxis um technische Schmelzen handelt und hier immer vorhandene freie Oberflächen bzw. Grenzflächen zu festen Bestandteilen, einer festen Unterlage wie z. B. Schmelztiegelwände oder Wände von Gefäßen wie Kokillen bzw. Gussformen. Weiterhin sind Phasengrenzen von bereits in der Schmelze existierenden festen Teilchen oder Fremdpartikel zur Keimbildung geeignet, vgl. [Got14]. Solche festen Bestandteile können z. B. sehr kleine feste Bestandteile in der Schmelze selbst sein, wie z. B. Oxide, vgl. [Oet11]. Durch den Einsatz von unlöslichen Partikeln als zusätzlichen Keimbildner, ist es möglich die Anzahl der vorhandenen Keime in der Schmelze künstlich zu erhöhen. Die Folge für das Gefüge ist eine feinkörnigere Struktur. Diese Art der Keimbildung wird als *heterogene* Keimbildung bezeichnet. Es gelten für die Keimbildung dann folgende Betrachtungen (siehe Bild 2.2):

**Bild 2.2** schematische Darstellung der heterogenen Keimbildung, entnommen aus [Oet11]



Die Form des Keims entspricht der einer halbkugelförmigen Wölbung auf der Unterlage bzw. dem Untergrund. Mit dem Tangentenwinkel Theta  $\theta$  (Benetzungswinkel) am Umfang. Wobei am Umfang der Kugel die drei Grenzflächenenergien zwischen:

- Keim und Schmelze  $\gamma_{KS}$ ,
- Keim und Untergrund  $\gamma_{KU}$ ,
- Schmelze und Untergrund  $\gamma_{US}$ ,

im mechanischen Gleichgewicht zueinander stehen, sodass gilt:

$$\gamma_{US} = \gamma_{KU} + \gamma_{KS} \cdot \cos \theta \quad (2.1)$$

Dabei ist der Benetzungswinkel  $\theta$  nicht vom Volumen des Keims, aber von den drei oben genannten Grenzflächenspannungen abhängig. Für die *heterogene Keimbildung* ausschlaggebend ist, dass die existierende Grenzfläche zwischen Schmelze und Untergrund bei der Bildung der Grenzfläche zwischen Keim und Untergrund verschwindet. Die heterogene Keimbildung ist aus energetischen Gründen favorisiert. Keime werden an verschiedenen Orten gebildet und haben daher unterschiedliche Orientierungen. D. h., nach Abschluss der Kristallisation bzw. *Erstarrung*, liegen Kristallite mit z.T. großen Orientierungsunterschieden vor und treffen aufeinander, somit können Korn- bzw. Phasengrenzen gebildet werden. Es liegt nun ein Vielkristall vor, welcher durch orts- und zeitabhängige Keimbildungs- und Keimwachstumsvorgänge definiert wird. Dieses unmittelbar nach der Erstarrung vorliegende Gefüge heißt *Primärgefüge*, vgl. [Oet11]. Schweißnähte sind ebenfalls Vielkristalle.

### Kristallwachstum

Die Bildung und das Wachstum von *Stängelkristalliten* setzt eine Unterkühlung der Schmelze voraus, vgl. [Oet11]. Sie zeigen ein bevorzugtes Wachstum in bestimmten diskreten Richtungen. D. h. ihre Wachstumsrichtung ist streng kristallografisch ausgerichtet. Für reines Eisen ist diese Wachstumsachse die [100]-Richtung. Aufgrund der typischen tannenbaumartigen Struktur werden diese Kristallite als Dendriten bezeichnet. Diese Strukturen resultieren durch die in regelmäßigen Abständen entstehenden Verzweigungen, die mit größer werdender Anzahl an Verzweigungen kürzer werden. Bezogen auf ein großes Schmelzenvolumen bilden sich dendritische Bereiche nur in einem kleinen Teil. Der Großteil wird durch Resterstarrungsfelder in den dendritischen Zwischenräumen (interdendritische Bereiche) eingenommen. Abhängig von Wärmetransportphänomenen verteilen sich die Dendriten im Erstarrungsbereich oder Gussblock. So entstehen die für diese Untersuchungen interessanten streng ausgerichteten Stängelkristallite entsprechend der Wärmeflussrichtung bzw. beim Gießprozess die richtungsunabhängigen Dendriten, die so genannten Kontakt dendriten im Blockkern.

### Unterkühlung

Es werden zwei Arten von Unterkühlung<sup>5</sup> unterschieden. Zum einen die konzentrationsabhängig *konstitutionelle Unterkühlung*. Zum anderen die *thermische Unterkühlung*, die sich bei absinkender Temperatur unterhalb der Schmelztemperatur  $T_m$  ( $T - T_{\text{Liquidus}}$ ) ergibt. Erstere ist die notwendige Bedingung für die Entstehung von Dendriten. Die Zweite entfällt hier, weil vor der Erstarrungsfront ein positiver Temperaturgradient vorliegt. Die konstitutionelle Unterkühlung ereignet sich, weil vor der Erstarrungsfront eine Konzentrationsanreicherung aufgrund von eingeschränkter Diffusion stattfinden kann. Die Ausrichtung und Anordnung der Stängelkristallite ergibt sich unmittelbar durch die Abkühlungsbedingungen vor Ort. Bei der Erstarrung von Legierungen ergibt sich folgende Abfolge:

An bereits erstarrten Keimen bilden sich zunächst Mischkristalle. Diese sind stark mit der zuerst erstarrten Legierungszusammensetzung angereichert. Dadurch wird die Liquidustemperatur der Schmelze direkt vor der Erstarrungsfront herabgesetzt, sodass die tatsächliche Temperatur an dieser Stelle aufgrund der gegebenen Wärmeableitungsbedingungen sogar unterhalb der Liquidustemperatur liegen kann. Dieser Prozess wird als konstitutionelle Unterkühlung bezeichnet. Je nach Ausdehnung dieses unterkühlten Bereiches kann er sich auf die Gestalt der Erstarrungsfront und auf die Gefügestruktur auswirken. Bei ungleichmäßiger konstanter Wärmeabfuhr erstarren die Körner in Richtung des größten Temperaturgradienten und nehmen dementsprechend eine gestreckte Ausprägung an. Durch geringe Entmischungen sind in diesem Bereich kaum Mikroseigerungen zu finden. Mit zunehmender konstitutioneller Unterkühlung wird die zu Beginn ebene Erstarrungsfront immer unebener. Die Gefügemorphologie geht von globulitisch in eine zeilige Struktur über. Dieser Vorgang wird auch als *columnar-to-equiaxed-transition* bezeichnet (vgl. Kaptiel: 2.10). Letztendlich kann die Umwandlung bei ausreichend großer Unterkühlung in Ausbildung von Stängelkristalliten enden.

#### Erstarrung im Schmelzbad der Schweißnaht

Dieser Abschnitt behandelt die Erstarrung nun im speziellen bezogen auf das räumlich begrenzte System einer Schweißnaht und die sich daraus ergebenden Besonderheiten. Wie z. B. Vorliegen eines begrenzten Volumens, Effekte durch

---

<sup>5</sup> Da es sich bei dem hier verwendeten System der austenitischen Schweißverbindungen um ein System aus Legierungen handelt, werden im Folgenden die Prozesse für die *Erstarrung von Legierungen*, nicht aber für die Erstarrung von reinen Metallen, näher beschrieben.

Ränder der Schweißnaht und angrenzendes festes Material und Fluidbewegungen in der Schweißnaht.

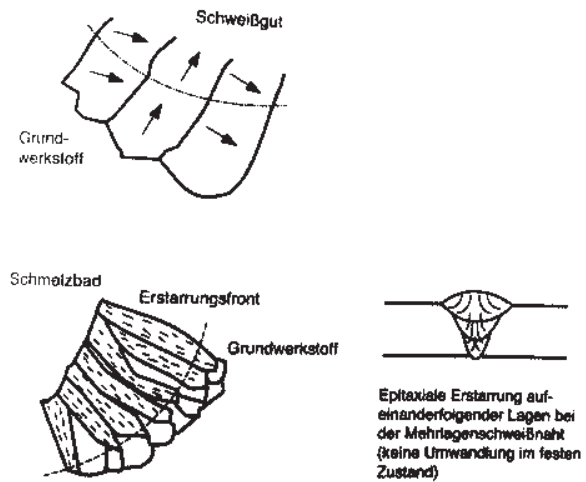
Für Stängelkristallite ergibt sich eine Besonderheit. Es können zwischen den Stängelkristalliten und ihren Seitenarmen Mikroseigerungen auftreten. Diese können das Gefüge z. B. durch daraus resultierende Mikrolunker beeinträchtigen. Mikrolunker entstehen dann, wenn zwischen den Dendritenarmen eingeschlossene Restschmelze nicht mehr in der Lage ist die Volumenschwindung bei der Abkühlung aufzufüllen.

Die Kornstrukturen der Gefüge in der hier vorliegenden Arbeit werden im Folgenden nicht als Dendriten, sondern als *Stängelkristallite* bezeichnet, da hier nur die makroskopischen Hauptäste dieser Kristallite betrachtet werden.

Beim Schmelzschweißen entsteht im Bereich der Verbindungsnaht eine Schmelze aus den zu verbindenden Grundwerkstoffbereichen und dem verwendeten Schweißzusatzwerkstoff. Die Abkühlung dieses Schmelzbades erfolgt meist sehr schnell über Wärmeleitungsvorgänge in angrenzende Werkstoffbereiche hinein. Im Bereich der Wärmeeinflusszone der Schweißnaht erfolgt eine Wärmebehandlung des Grundwerkstoffs aufgrund der beim Schweißprozess entstehenden Wärmeeinwirkung. In diesem Bereich kommt es zur ersten Umbildung des Gefüges gegenüber dem Grundwerkstoff. Die Erstarrung im Schmelzbad ist abhängig von der Geometrie des Schmelzbades, vom Primärgefüge sowie von der konstitutionellen Unterkühlung bzw. vom Temperaturgradienten  $G$ . Die Temperaturverteilung im Schmelzbad ist je nach Position unterschiedlich: an den Grenzflächen zum festen Werkstoff findet eine schnelle Abkühlung statt, da dort der Temperaturgradient am größten ist. Im Zentrum des Schmelzbades sinkt die Temperatur langsamer, der Temperaturgradient ist klein. Diesem Wärmeabtransport folgend, von der Schmelzbadmitte zum Schmelzbadrand, wachsen die Kristallite bevorzugt in Form von ausgeprägten stängelförmigen Kristalliten.

Die Kristallisation aus der Schmelze setzt sich aus den Phasenänderungsvorgängen *Keimbildung* und *Kristallwachstum* zusammen. Die hier wirksame heterogene Keimbildung beginnt an den partiell an der Übergangszone fest/ flüssig, zwischen Schweißbad und Grundwerkstoff, aufgeschmolzenen Körnern. Diese Körner geben den im Schmelzbad erstarrenden Keimen eine Kristallisationsrichtung vor und wirken sich somit unmittelbar auf die Wachstumsrichtung der Keime im Schmelzbad aus. Dieser Prozess wird als *epitaktisches Kristallwachstum* bezeichnet, vgl. [Sch10],(siehe Bild 2.3).

**Bild 2.3** schematische Darstellung des epitaktischen Wachstums, entnommen aus [Pro02]



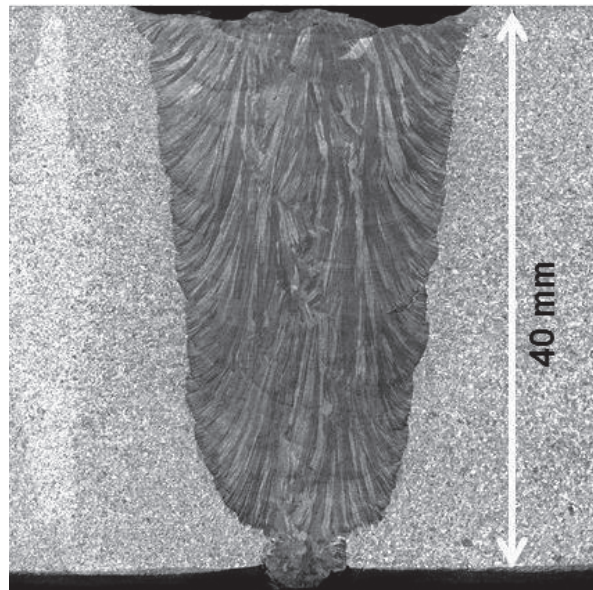
Bei nichtpolymorphen Metallen wirkt diese Wachstumsrichtung der angrenzenden Körner aus der WEZ bestimmend auf die Kristallstruktur des erstarrenden Schmelzbades. D. h sie wachsen epitaktisch auf den Körnern auf und behalten ihre Kristallrichtung bei. Für *polymorphe Metalle* (Eisen, Stahl) gilt dieses Verhalten nicht. Hier wird durch die Sekundärkristallisation die Korngröße des angrenzenden Gefüges in der WEZ verändert. Die für das epitaktische Wachstum der Schmelze verantwortliche Kornstruktur ist aufgrund der Umwandlung nicht mehr zu erkennen, vgl. [Sch10].

Bei der Erstarrung von Schweißnähten aus austenitischen Stählen ist die Form der sich bildenden Kristallite abhängig von den Bedingungen an der Erstarrungsfront, insbesondere von der Temperatur. Treibende Kraft ist hierbei die konstitutionelle Unterkühlung (vgl. Kapitel 2.4.1). Für die Schweißung heißt das, es ergeben sich im Schmelzbad verschiedene Strukturen während der Erstarrung. Entlang der Mittellinie der Schweißraupe ist diese konstitutionelle Unterkühlung am stärksten. Die Krümmung der Schmelzlinie wird u. a. durch den Eintaucheffekt des Lichtbogens erzeugt, vgl. [Bau96].

Das Kristallwachstum an der Schmelzlinie orientiert sich an den Wachstumsrichtungen der im angrenzenden Grundwerkstoff partiell aufgeschmolzenen Körner bzw. Kristalle. Die sich neu bildenden Körner in der Schweißnaht wachsen somit epitaktisch auf den vorhandenen Strukturen auf. Analog wachsen die Körner bzw. Kristallite in den neu aufgetragenen Schweißraupen auf den darunterliegenden Schweißlagen auf. Ein Wachstum durch mehrere Lagen hindurch kann besonders gut bei austenitischen Mehrlagenschweißungen beobachtet werden (siehe Bild 2.4).



**Bild 2.4** Gleichartige austenitische Schweißverbindung Naht MPA01 mit austenitischem Schweißgut, mit ausgeprägter Stängelkristallstruktur durch mehrere Schweißlagen hindurch [MPA Universität Stuttgart]



Die Wachstumsrichtung der Stängelkristallite folgt im Weiteren dabei dem Wärmefluss; stark zeilige Strukturen entstehen. Die Stängelkristallite folgen diesem zeiligen Wachstum solange, bis eine individuelle Keimbildung vor der Erstarrungsfront stattfindet. Die Erstarrung der Schmelze erfolgt dabei in verschiedenen Ausprägungen nach folgenden Schritten:

Am Übergang zum Grundwerkstoff bildet sich eine schmale Zone kleiner runder Körner (cellular crystals), welche die Wachstumsrichtung zu Beginn vorgeben. Anschließend folgt die Zone der richtungsabhängigen zellulär-dendritischen Körner mit Ausbildung erster Verzweigung der Stängelkristallite. Die Wachstumsrichtung wird nun durch die Richtung des maximalen Wärmeflusses vorgegeben. Sie ist also von der Temperaturführung abhängig. Die Kristalle wachsen aus der Schmelzlinie senkrecht zur Erstarrungsisotherme. Daraus ergibt sich die Hauptzone einer Schweißbraupe mit richtungsabhängigen, zellartigen, stängeligen Körnern.<sup>6</sup>

Korrosionsbeständige Stahlschweißnähte erstarren aus der Schmelze durch primäre Kristallisation in folgende Gefügegebiete:

- in Austenit  $\gamma$ , dieser bleibt bis RT erhalten,
- in Deltaferrit  $\delta$ , durch anschließende sekundäre Kristallisation in Austenit und Rest-Deltaferrit umwandelnd und

---

<sup>6</sup> Diese stängeligen Körner werden auch als zeilige Körner bzw. Kristallite bezeichnet. Die resultierende Gefügestruktur weist eine ausgeprägte Anisotropie, bezogen auf die physikalischen Eigenschaften, auf, d. h. die physikalischen Eigenschaften treten richtungsabhängig auf.

- in das aus drei Phasen bestehende Gebiet Schmelze +  $\delta$  +  $\gamma$ , wobei bei RT  $\delta$ -Mischkristall-Dendriten und  $\gamma$ -Mischkristall-Dendriten vorliegen können.

Typisch für die primären Erstarrungsstrukturen ist die Inhomogenität. Diese kann durch spezielle Ätztechniken oder Electron Backscatter Diffraction (EBSD) sichtbar gemacht werden.

Bezogen auf farbige Ätzungen von Gefügestrukturen in der Metallografie heißt das, dass in Abhängigkeit von der Orientierung, der Phase oder der Konzentration Interferenzen auftreten. Für den Betrachter unterscheidet sich die Kornorientierung durch verschiedene Farben der Kornbereiche, wobei gleiche Farben gleichen Orientierungen entsprechen.

#### 2.4.2 Gefügestruktur beim Schweißen austenitischer Verbindungen

In Analogie zur Gussstruktur lassen sich auch in Schweißnähten charakteristische Gefügebestandteile beschreiben. Sie werden im Folgenden auch als Gefügezonen benannt, vgl. [Got14]:

- I) Die bei Gussblöcken beschriebene feinkörnige, regellose Randzone lässt sich im Bereich der Schweißnähte auf die Fusionszone zum Grundwerkstoff übertragen. Wobei die Körner des Grundwerkstoffs als Keimbildner dienen können.
- II) Als zweiter Bereich folgt für Gussblöcke die Stängelkristallzone mit starker Vorzugsorientierung. Dieser Bereich existiert in den hier beschriebenen Schweißnähten ebenfalls, jedoch nicht wie bei Gussblöcken ins Zentrum gerichtet, sondern dem Wärmefluss folgend von den Schweißnahtflanken in Richtung der Decklage.
- III) Globulitische Körner mit regelloser Orientierung, wie sie im Zentrum von Gussblöcken vorliegen, können in dem hier verwendeten Schweißnahtsystem nicht oder nur in geringem Maße in der Decklage gefunden werden.

Die *Zone I*) entsteht, indem an der Wand der Gussform durch heterogene Keimbildung zunächst regellos orientierte Keime gebildet werden. Übertragen für die Schweißnaht steht hier die Schweißnahtflanke mit den Körnern des Grundwerkstoffs. *Zone II*) in Gussblöcken entsteht durch den Wachstumsgewinn der Körner mit größter Wachstumsgeschwindigkeit in Erstarrungsrichtung, also Gussblockmitte. Für die Schweißnähte heißt das, dass die Körner an Wachstum gewinnen, die in Richtung der fortschreitenden Erstarrungsfront am schnellsten wachsen,

also in Richtung des Wärmeflusses in Richtung Decklage. Analog zu den Gussblockstrukturen, hängt auch die Wachstumsgeschwindigkeit der Kristallite in Schweißnähten von der kristallografischen Orientierung ab, sodass sich eine Vorzugsrichtung, auch Textur genannt, ausbildet, vgl. [Bai77].

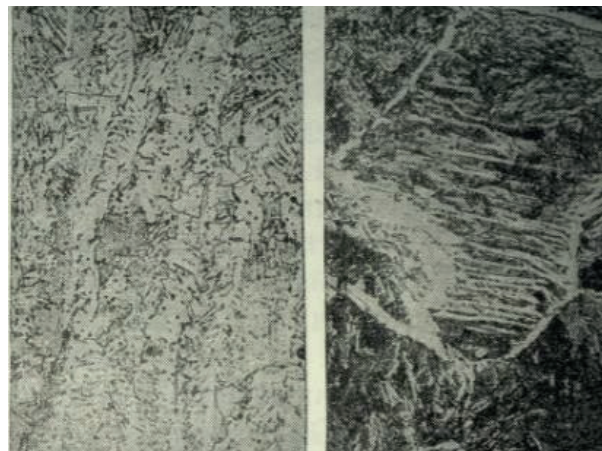
Da die *Zone III*) meist auf Verunreinigungen zurückzuführen ist, die sich durch einen höheren Schmelzpunkt auszeichnen, sind die höher schmelzenden Bereiche in der Zone zu finden, die sich am längsten im schmelzflüssigen Zustand befindet. In Gussblöcken ist dieser Bereich meist die Kernzone. In Schweißnähten sind die Erstarrungsgeschwindigkeiten gegenüber einem Gussblock deutlich höher. Höher schmelzende Keime/ Phasen werden gegebenenfalls eingeschlossen oder als Folge des ständigen Aufschmelzens bereits erstarrter Bereiche durch das Aufbringen neuer Schweißraupen, mit bis zur Decklage transportiert. Dort kann sich dann eine i. w. S. feinkörnige globulitische Zone ausbilden. Das Stängelkristallitwachstum wird durch hohe Kokillentemperaturen, bzw. durch erhöhte Temperaturen des umgebenden Werkstoffes begünstigt. Dieser Zustand liegt bei Schweißnähten ständig vor: Durch das erneute Aufschmelzen bereits erstarrter Schweißraupen durch die nächste folgende Schweißraupe, wird konstant und fortwährend Wärme in das System eingebracht. Die Stängelkristallite haben somit aufgrund der sehr langsamen Abkühlung genügend Zeit in Richtung des Wärmetransports zu wachsen und zu vergrößern. In Gottstein (2014) wird beschrieben, dass durch niedrige Kokillen- und Gusstemperaturen eine große feinkörnige globulitische Zone III) entsteht, weil eben dann die Keimbildungsrate erhöht ist, vgl. [Got14].

Gegenüber dem Gefüge das bei Stahl<sup>7</sup> im festen Zustand durch Erhitzen und Abkühlen entsteht, ergibt sich für das Erstarren einer Schweißnaht eine andere Gefügeausbildung. Das sich ausbildende Gefüge ist vergleichbar mit dem aus einem Gussblock und wird in [Tew48] als „strahlig, gruppenförmig oft in parallelen Schichten, mit zackiger, unregelmäßiger Gestalt“ [Tew48] beschrieben.

---

<sup>7</sup> Ferrit und Perlit in regelmäßig begrenzten Körnern, bei langsamer Abkühlung

**Bild 2.5** Widmannstätten Gefüge, oben: für Stahlguss, entnommen aus [Oet11], unten: für Lichtbogenschweißungen, Vergrößerung 150fach, entnommen aus [Tew48]

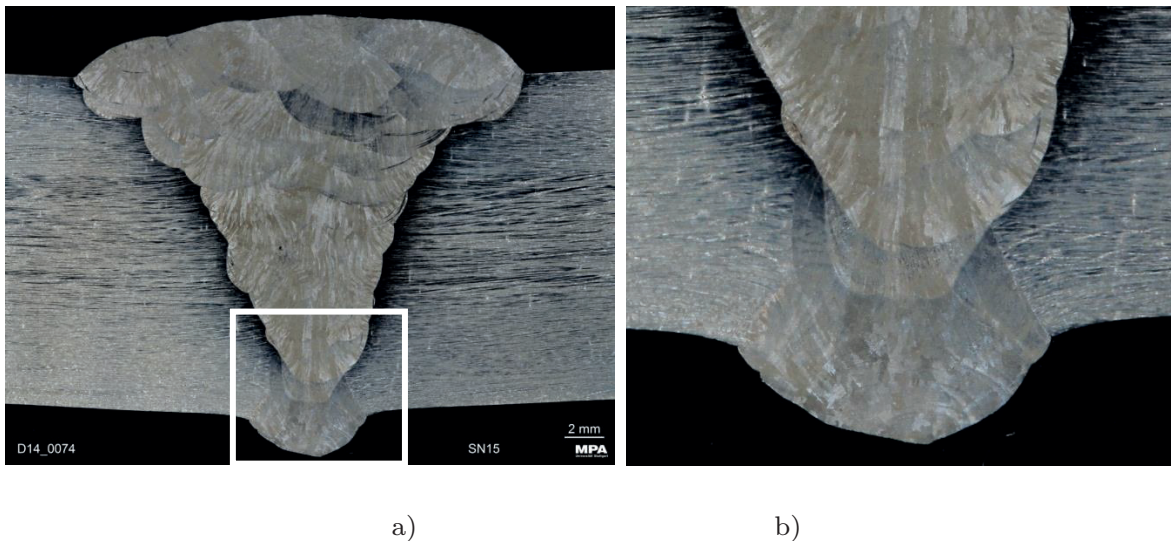


Diese Gefügeausprägung heißt Widmannstätten oder Gussgefüge, auch Gussstruktur genannt, wie in Bild 2.5 zu sehen ist. Das Gefüge austenitischer Schweißverbindungen ist im Allgemeinen grobkörnig und stark ausgerichtet. Die Körner erscheinen als stängelige Kristallite (Stängelkristallite). Die Orientierung der Stängelkristallite richtet sich häufig nach dem Wärmefluss beim Erstarren der Schweißnaht.<sup>8</sup> Ein Wachstum der Stängelkristallite durch mehrere Schweißlagen hindurch kann häufig beobachtet werden und wird auch in Baikie/ Yapp (1977) beschrieben, vgl. [Bai77]. Das Wachstum der Stängelkristallite beginnt senkrecht aus der Schweißnahtflanke heraus. Die dort sitzenden Körner des Grundwerkstoffs dienen als Keimbildner. Die neuen Körner wachsen zunächst in der Orientierung dieser Keimbildner heran und in die flüssige Schmelze hinein. Beim Erstarren der Schmelze erfolgt die Ausrichtung der Körner dem Wärmeabfluss des Schmelzbades folgend: also in die Mitte des Schmelzbades hinein, denn dort ist es am längsten heiß. Werden mehrere Lagen von Schweißraupen übereinander geschweißt, kommt es lokal immer wieder zum Aufschmelzen der darunterliegenden bereits erstarrten

---

<sup>8</sup> Die Ausrichtung erfolgt, je nach Abhängigkeit des eingesetzten Schweißverfahrens und der Wärmeabfuhr.

Stängelkristallite. Diese dienen wieder als neue Keimbildner für die Kristallite der folgenden neuen Raupen und orientieren sich wiederum an deren Wachstumsrichtung und dem Wärmefluss in der Schweißnaht (siehe Kapitel 2.4.1). Als Ergebnis können, im ungünstigsten Fall, Stängelkristallite aus den Flanken in Richtung Schweißnahtmitte und nach oben zur letzten Schweißlage wachsen. Für das hier verwendete WIG-Schweißverfahren kann angenommen werden, dass eine WIG-Wurzel einen sehr feinkörnigen Bereich erzeugt, aus dem zahlreiche Stängelkristallite hervorgehen können (siehe Bild 2.6).

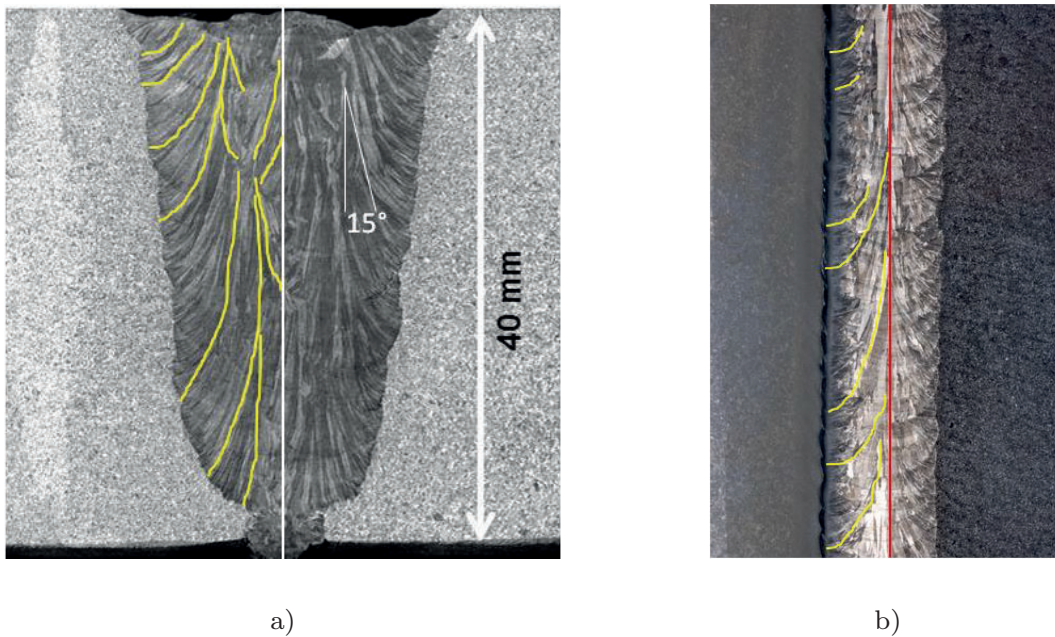


**Bild 2.6** Schweißnaht Nr. SN 15 mit a) manuell geschweißter WIG-Wurzel, b) Detail der Wurzellage – epitaktisches Wachstum der Kristallite der ersten Füllraupe auf den Körnern der Wurzellage.

Für Stähle allgemein gilt, dass der im Grundwerkstoff durch die Wärme des Schweißprozesses unmittelbar beeinflusste Bereich, die WEZ, sich wie folgt bildet: Bei Temperaturen oberhalb des A3-Punktes tritt Kornwachstum ein und zwar je stärker je näher die Temperatur am Schmelzpunkt der Legierung liegt. Daraus ergibt sich, dass die größten Kristallite sich unmittelbar an der Schweißnaht befinden. Der Kornverlauf in den Grundwerkstoff hinein zeigt, dass die Kristallite immer feiner werden, je mehr der Werkstoff von der Wärmequelle entfernt war, vgl. [Tew48].

Es ist seit Baikie/ Yapp (1977) bekannt, dass sich das Gefüge in austenitischen mehrlagigen Schweißnähten von dem in ferritischen Schweißnähten unterscheidet, vgl. [Bai77]. Die Besonderheiten des austenitischen Schweißgutes, die Unterschiede zu den gut prüfbareren ferritischen Schweißverbindungen sowie die Herausforderungen für die Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißverbindungen werden im Folgenden beschrieben.

Für beide Werkstoffarten ist gleich, dass zu Beginn der Erstarrung zeilige Kristalle in den einzelnen Raupen entstehen, vgl. [Bai77]. Für Mehrlagenschweißungen bildet sich bei Letzteren meist eine feinkörnige Struktur aus. Hingegen entsteht bei der Erstarrung austenitischen Schmelzgutes ein grobes Korn mit einer Vorzugsrichtung. Das Wachstum der entstehenden Kristallite erfolgt bevorzugt entlang der kristallografischen Achse  $\langle 100 \rangle$ , da sie dem maximalen thermischen Gradienten folgen. Der Wachstumsgradient in diese Richtung ist größer als die Ausdehnung in die anderen Richtungen. Daraus ergibt sich, dass die Körner bzw. Kristallite mit Orientierung in nicht bevorzugter Richtung allmählich verschwinden. Die dominierende Richtung der groben Stängelkristallite ist folglich die  $\langle 100 \rangle$ . Daraus ergibt sich die Richtungsabhängigkeit der Gefügestruktur. Werden bei mehrlagigen Schweißungen nun weitere Schweißraupen auf die bestehenden Schweißlagen aufgebracht, wird die Schweißraupe wieder erwärmt. Bei ferritischem Schweißgut werden die zuvor entstandenen zeiligen Kristallite durch die Austenit-Ferrit-Phasenumwandlung, die sich bei der Abkühlung der erstarrten Schmelze ergibt, aufgelöst. Bei austenitischem Schweißgut hingegen bleiben die zeiligen Kristallite erhalten. Der Aufbau mehrerer Schweißraupen und Schweißlagen übereinander verstärken das Wachstum dieser Kristallite weiter. Durch das partielle Aufschmelzen der erstarrten Lagen können neue Kristallite epitaktisch auf den vorhandenen aufwachsen. Dadurch ist es möglich, dass die Kristallite mehrere cm Größe erreichen und durch die Schweißlagen hindurch wachsen. Die bevorzugte kristallografische Richtung ist die  $[100]$ -Richtung. Die Ausprägung solcher Strukturen wird als Fasertextur beschrieben, vgl. [Bai77]. Das Bild 2.7 a) zeigt das an einem sehr guten Beispiel. Dargestellt ist ein Makroschliff der austenitischen Mehrlagenschweißung MPA01, die Schweißung wurde durch manuelles WIG-Schweißen hergestellt.



**Bild 2.7** austenitische Schweißverbindungen; a) Gleichartige Naht MPA01 mit austenitischem Schweißgut, Tulpennaht, 40 mm Wanddicke, mit ausgeprägter Stängelkristallitstruktur [MPA Universität Stuttgart]; b) Engspalt-Mischnaht EN01: Ferrit-Austenit mit austenitischem Schweißgut, mit ausgeprägter Stängelkristallitstruktur [MPA Universität Stuttgart]

Das Bild 2.7 b) zeigt, dass sogar für Engspaltnähte ausgeprägte zeilige Strukturen zu sehen sind. Obwohl in der Vergangenheit aufgrund des reduzierten Volumens davon ausgegangen wurde, dass solche über mehrere Lagen gewachsenen Kristallite nicht entstehen.

Der thermische Gradient in den Schweißraupen bestimmt die lokale Wachstumsrichtung der zeiligen Kristallite bzw. Stängelkristallite. Innerhalb der Raupen wird der thermische Gradient durch den Kontakt des metallischen Grundwerkstoffes und der Schweißraupe bei der Abkühlung bestimmt. Übergeordnet ist der thermische Gradient bestimmt durch das Schweißverfahren, die Schweißrichtung und -Geschwindigkeit und die Wärmeleitung des Grundwerkstoffes. Für das Schweißen in Normallage, Wannelage bzw. horizontales Stoßnahtschweißen wird ein typischer Winkel von  $15^\circ$  zwischen Stängelkristallit und der Normalen der Werkstückunterseite/ Horizontalen angegeben, vgl. [Bai77].

Zusammenfassend heißt das, dass nach der Erstarrung der Schmelze in der Schweißnaht Kristallite vorliegen, deren Ausrichtung bevorzugt senkrecht zur Schweißnahtoberfläche ist. Die Kristallite weisen eine stängelige Ausprägung auf, die aus den Temperaturgradienten bei der Erstarrung der Schmelze resultieren. Der Abkühlungsprozess gegenüber dem Gießprozess findet beim Schweißen sehr

schnell statt. Des Weiteren kann die Orientierung der Stängelkristallite in Schweißrichtung bzw. zu den Rändern der Schweißnaht auch unterschiedlich sein.

Je nach Führung des Schweißprozesses, stellt sich die Ausprägung der bevorzugten Orientierung in Abhängigkeit von z. B. der Schweißgeschwindigkeit, der Pendelbewegungen beim Schweißen oder der Temperaturführung ein. In Tomlinson (1980) wird beschrieben, dass durch einfache Änderungen am Schweißprozess die Orientierung der Stängelkristallite geändert werden kann und dadurch ein positiver Effekt für die Ultraschallprüfung beobachtet werden kann. Die Änderungen am Schweißprozess beziehen sich dabei jedoch nur auf Änderungen im Lagenaufbau bzw. in geänderten Schweißpositionen z. B. horizontal-vertikale Schweißungen verglichen zu Schweißungen in Wannenlage, vgl. [Tom80].

All dies bedeutet für die Ultraschallwellen eine starke Beeinflussung während der Ausbreitung im Gefüge. Als Konsequenz können Streuung, Ablenkung und/ oder Schwächung der Ultraschallwellen resultieren.

#### Schweißen von austenitischem Werkstoff

Cr-Ni-Werkstoffe besitzen eine sehr gute Schweißbeignung aufgrund des austenitischen Gefüges, vgl. [Sch97], [Bar08]. Begründet wird dies durch die Eigenschaften der sehr guten Verformbarkeit aufgrund der kfz-Gitter, das fehlende Vermögen zur Aufhärtung (da Austenit-Ferrit-Umwandlung unterdrückt) und Versprödung in der WEZ. Für das Schweißen von austenitischen Grundwerkstoffen ist es aufgrund der Heißbrissneigung erforderlich zu wissen, ob ein Voll- oder Standardaustenit vorliegt, vgl. [Str09], (siehe Kapitel 2.2 und 2.4.1).

Beim Schweißen von austenitischen Verbindungen ist auf saubere und trockene Oberflächen zu achten. Der Abstand zwischen Elektrode und Werkstück ist möglichst gering zu halten. So wird verhindert, dass Stickstoff aus der Atmosphäre aufgenommen werden kann. Vorwärmen des Werkstoffes ist generell nicht erforderlich, es wird jedoch bei großen Werkstoffdicken empfohlen. Eine Vorwärmung sollte dann bei Temperaturen zwischen 100-150°C erfolgen, vgl. [Böh08].

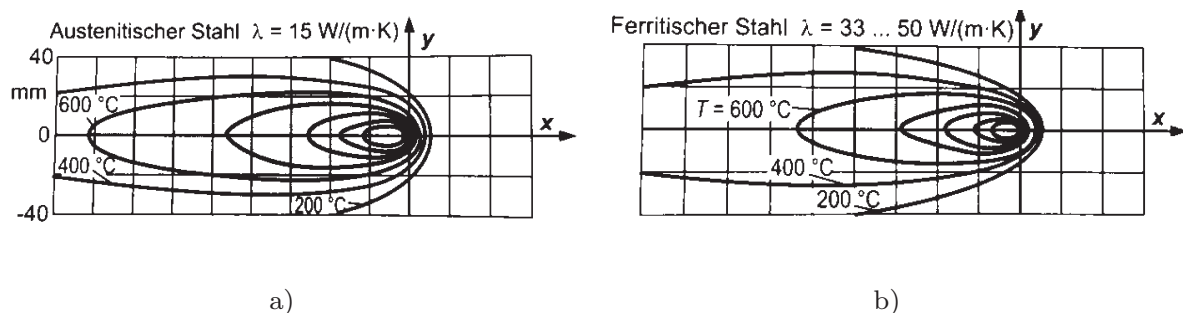
Die Reinigung der fertiggestellten austenitischen Verbindungsnaht darf nur mit Cr- oder Cr-Ni-Stahl-Bürsten oder Schlackehämmern erfolgen. Metallische blanke Schweißnähte sind erforderlich, um eine sehr gute Korrosionsbeständigkeit gewährleisten zu können. Schweißspritzer, Zunder- oder Schlackereste und Anlaufarben sind mit den genannten Geräten zu entfernen. Chemisch-mechanische



Nachbehandlungen durch Schleifen, Polieren und Beizen verbessern die Beständigkeit ebenfalls, denn: „je feiner die Oberfläche, desto größer ist der Korrosionswiderstand“ [Böh08].

Beim Schweißen selbst kann die schweißende Person den Prozess ständig manuell korrigieren. So kann dem Wärmestau aufgrund der geringen Leitfähigkeit des Austenits entgegengewirkt werden, indem mehr Zusatzwerkstoff dem Prozess zugeführt wird. Es kann so unmittelbar auf die Temperatur des Schmelzbades Einfluss genommen werden. Zudem wird die Gefahr von Heißrissbildung reduziert, da durch das erhöhte Volumen der Raupen hohe Schrumpfspannungen vermindert werden.

Die Wärmeleitfähigkeit von Austenit ist sehr gering (siehe Bild 2.8 a)). Daraus ergibt sich aus dem Schweißprozess selbst eine enge WEZ mit hohem Wärmeeintrag, da die eingebrachte Energie nicht über den Werkstoff abgeführt werden kann. Verglichen dazu ist der Bereich bei ferritischen Stählen breiter (siehe Bild 2.8 b)). Dieser Wärmestau im austenitischen Werkstoff begünstigt das Wachstum von groben Kristalliten im Gefüge. Um dies zu minimieren ist der Wärmeeintrag beim Schweißen von Austenit so gering wie möglich zu halten. Es besteht die Gefahr, dass das Schmelzbad überhitzt wird.



**Bild 2.8** Temperaturfeld um eine wandernde Lichtquelle (z. B. WIG-Brenner), bei gleicher Leistungsdichte  $q$ , Geschwindigkeit  $v_{\text{schw.}}$ , Wanddicke  $w_d$  am Beispiel:  
 ( $q$ ) = 4,186 kJ/s, ( $v_{\text{schw.}}$ ) = 2 mm/s, ( $w_d$ ) = 10 mm; für a) austenitischen Stahl;  
 b) ferritischen Stahl, entnommen aus [Mat16].

Weiterhin entstehen beim Schweißen von Austenit aufgrund der geringen Wärmeleitung in Verbindung mit dem großen Ausdehnungskoeffizienten starke Spannungen und Verformungen durch Schrumpfen. Beim Schweißen sollte deswegen auf das Vorwärmen verzichtet werden. Wärmenachbehandlungen<sup>9</sup> sind unüblich, vgl.

<sup>9</sup> PWHT – post weld heat treatment

[Ric95], [Sch97]. Weitere Nachteile beim Schweißen sind das dünnflüssige Schmelzbad, das ein Schweißen in Zwangslage erschwert und die geringe elektrische Leitfähigkeit, was zum Überhitzen des Kerndrahtes führen kann.

Das Schweißgut besteht aus *labilem Austenit*, jedoch mit höher legiertem korrosionsbeständigeren SZW als Grundwerkstoff, um eine vorzeitige Korrosion der Schweißnaht zu verhindern. Labiler Austenit besteht aus bis zu 10% Delta-Ferrit. Diese Phase wird über die Legierungszusammensetzung eingestellt. Es besteht eine höhere Löslichkeit des Delta-Ferrits gegenüber Schwefel und Silizium. Deswegen ergibt sich für labil-austenitische Stähle eine geringere Heißrissempfindlichkeit. Allerdings zeigt sich bei Abkühlung von 800 – 500°C eine bevorzugte Ausscheidung von Chromcarbiden. Diese begünstigen, in Anwesenheit von korrosiven Medien, die befürchtete interkristalline Korrosion (Kornzerfall).

Das ausgewählte Schweißverfahren (Handschiweißung, Automatischschweißung), die Ausführung der Schweißung (Schweißpositionen wie z. B. Steigend, Fallend, Zwangslage, Pendelbewegungen, Pulsen des Stroms), die Parameter bei der Schweißung (Schweißgeschwindigkeit, Wärmeführung/ -Abtransport) sowie die Art und Menge des eingebrachten Schweißgutes (Anzahl Raupen/ Lagen, Streckenenergie) haben einen Einfluss auf die Ausbildung des Schweißnahtgefüges und somit auf die Ausprägung der Anisotropie im Gefüge.

Nach Schuster (1997) werden mit Ti oder Nb stabilisierte Cr-Ni-Stähle mit artgleichen Schweißzusatzwerkstoffen verschweißt, die einen Delta-Ferritgehalt von 6-12% aufweisen. Diese Ferrit-Anteile weisen zudem auch auf eine ferritische Primärkristallisation hin. Der Einsatz von unstabilisierten oder niedriggekoelter SZW für das Schweißen stabilisierter Stähle ist möglich, jedoch nicht zu empfehlen. Diese Kombinationen führen zur Gefahr der Werkstoffschädigung durch interkristalline Korrosion des Werkstoffes im geschweißten Zustand. Ist im Betrieb mit IK zu rechnen, wird dann eine Stabilisierungsglühung (1h 1050°C ruhende Luft) nach dem Schweißen empfohlen. Dabei ist zu beachten, dass der Temperaturbereich von 600-850°C beim Aufheizen und Abkühlen schnell durchschritten wird. Nur so kann verhindert werden, dass sich die intermetallische Sigma-Phase bildet, es besteht sonst die Gefahr der Werkstoffversprödung. Wie bei allen Schweißverfahren ist auch beim WIG-Verfahren auf große Sauberkeit zu achten. Oxidfilme oder Anlauffarben sind stets zu entfernen, besonders bei Mehrlagenschweißungen, vgl. [Sch97].

### Ablaufende Prozesse im Schmelzbad

Obwohl beim Schweißen nur ein kleines Volumen zur Verfügung steht, sind die im Schmelzbad ablaufenden fluiddynamischen Prozesse sehr komplex. Diese Prozesse lassen sich aus den Vorgängen von flüssigen Schmelzen in volumenhaften Tiegeln ableiten. Als Antriebskräfte für die Bewegungen im Schmelzbad kommen elektromagnetische Effekte durch den Lichtbogen sowie der Marangoni Effekt in Frage. Der Marangoni Effekt beschreibt für die Bewegungen im Schmelzbad den Gradienten von Oberflächenspannungen der Schmelzbad-Oberfläche als treibende Kraft. Aufgrund der stark konzentrierten Energiequelle (Lichtbogen als Punktquelle) resultiert ein großer Temperaturgradient an der Oberfläche. Unter der Annahme, dass die Oberflächenspannung  $\sigma_{OF}$  von der Temperatur  $T$  abhängt, erzeugt der Temperaturgradient eine Oberflächenbewegung die einen deutlichen Einfluss auf die Fließstruktur im Schmelzbad haben kann, so genannte melting pattern. Es entstehen vom Temperaturgradient abhängige Muster bzw. Strukturen. Wenn das Verhältnis  $d\sigma_{OF}/dT > 0$  ist, bedeute das, dass die Oberflächenspannung mit der Temperatur steigt. Es ergibt sich eine Bewegung der Schmelze in Richtung des Lichtbogens auf der Oberfläche. Dieser Effekt resultiert in einem engen aber tief ausgeprägten Schmelzbad. Nimmt die Oberflächenspannung jedoch mit steigender Temperatur ab und das Verhältnis ist  $d\sigma_{OF}/dT < 0$ , bewegt sich die Schmelze weg vom Lichtbogen und bildet ein breites und flacheres Schmelzbad aus.

## **2.5 Das WIG-Schweißen und das Funktionsprinzip**

Beim Schweißen von austenistischen Komponenten in der Kerntechnik und im konventionellen Kraftwerksbau kommt das WIG-Schweißverfahren häufig zum Einsatz. Für Reparaturenähte zeichnet es sich durch die schnelle Einsetzbarkeit<sup>10</sup> sowie durch das saubere Arbeiten<sup>11</sup> aus. Zudem werden bei der WIG-Handschweißung auch schlecht zugängliche Bereiche erreicht. Generell wird das WIG-Schweißverfahren für dünne Bleche bis 5 mm Wandstärke eingesetzt. Es kommt bei Wurzelschweißungen (ohne Gegenschweißung) und bei Schweißungen in Zwangslage oder zur Spaltüberbrückung zum Einsatz. Das Ergebnis sind saubere, glatte, porenfreie Wurzelraupen, die keiner Nachbehandlung bedürfen. Wird bei der Wurzelschweißung mit Formierung (Argon) gegen Oxidation geschützt, ist

---

<sup>10</sup> Es sind nur Schweißgas und kompaktes Schweißgerät mit Zusatzwerkstoff erforderlich.

<sup>11</sup> WIG zeigt keine Neigung zu Schweißspritzern, es ist sehr präzise in seiner Anwendung.

auch ein Nacharbeiten der Wurzel nicht erforderlich.<sup>12</sup> Für Sonderschweißungen mit sehr hoher Nahtqualität kommt es häufig zum Einsatz. Durch die externe Zufuhr des Schweißzusatzwerkstoffes kann das Aufschmelzen des Werkstoffes gut beobachtet und der Wärmeeintrag gesteuert werden, vgl. [Sch97], [Str09], [Kil02].

Beim WIG-Schweißverfahren von austenitischen Werkstoffen wird üblicherweise im Gleichstrommodus gearbeitet. Wenn diese Stähle zu verarbeiten sind, stellt die Schweißelektrode aus Wolfram (Kathode) den Minus-Pol (kalt) dar und das zu verschweißende Werkstück ist als Anode (+) gepolt. Das WIG-Schweißverfahren zeichnet sich gegenüber anderen Schweißverfahren dadurch aus, dass es wenig Wärme in das System einbringt. Die schlechte Wärmeleitfähigkeit und die relativ niedrigen Schmelztemperaturen der korrosionsbeständigen austenitischen Stähle<sup>13</sup> sind hierfür ursächlich. Durch die Verwendung eines kleinen Brenners und kleiner elektrischer Energie ist es möglich beim WIG-Schweißverfahren Material und Energiekosten zu senken. Wie bereits beschrieben, werden austenitische Werkstoffe hauptsächlich so geschweißt, dass der Energieeintrag möglichst gering ist. Hintergrund ist der hohe Wärmeausdehnungskoeffizient des Materials. Die Folge wäre sonst Verzug durch Spannungen im Werkstoff aufgrund von Wärmeeintrag. Das Arbeiten mit WIG ist in jeder Schweißposition möglich. Nachreinigen der Naht ist nicht notwendig, da nicht wie beim E-Handschiessen oder MSG-Schweißen mit Schlacken oder starken Schweißspritzern zu rechnen ist. Ein Nachteil des WIG-Verfahrens ist, dass es aufgrund der relativ langsamen Schweißgeschwindigkeiten für große Wanddicken unwirtschaftlich ist.

Eine ausführliche Beschreibung der Grundlagen zum WIG-Schweißprozess und der Funktionsweise ist in Anhang A.2 zu finden.

## **2.6 Ultraschallprüfung austenitischer Werkstoffe**

Der folgende Abschnitt behandelt die Ultraschallprüfung austenitischer Werkstoffe, die Effekte die bei austenitischen Schweißverbindungen mit Stängelkristalliten auftreten sowie die daraus resultierenden Probleme. Dabei wird Bezug auf die metallurgischen Besonderheiten und die makroskopische Anisotropie dieser Strukturen genommen. Die folgenden Betrachtungen gelten für die Ausbreitung von Schallwellen in anisotropen Materialien, wie es im austenitischen Schweißgut

---

<sup>12</sup> Oxidation von Legierungselementen oder die Sauerstoff- bzw. Stickstoff-Aufnahme aus der Atmosphäre werden durch den sehr gut umhüllenden Schutzgasstrom verhindert.

<sup>13</sup> gegenüber Eisenwerkstoffen

vorliegt. Abschließend werden die Prüftechniken für derartige Schweißnähte vorgestellt. Zu den ausführlichen Grundlagen zum Ultraschall vgl. Anhang A.3 und Folgende.

Die Ultraschallprüfung ist bei u. a. kerntechnischen Komponenten, bei Komponenten der Wasserkraft oder in konventionellen Kraftwerken aufgrund der großen Wanddicken die zerstörungsfreie Prüfmethode der Wahl. Sie kommt standardmäßig bei der ZFP während der Herstellung, nach der Installation, vor der Inbetriebnahme, bei wiederkehrenden Prüfungen während der Revision sowie bei Inspektionen zum Einsatz. Das Verfahren stellt wenige Anforderungen an die zu untersuchenden Komponenten, lediglich eine gute Ankopplung an das zu prüfende Bauteil sollte gewährleistet werden, beschliffene Schweißnahtbereiche vereinfachen die Prüfung über den Nahtbereich hinweg.

Die Hauptaufgabe der zerstörungsfreien Prüfung im Allgemeinen und der Ultraschallprüfung im Besonderen ist die genaue Beschreibung von Fehlern hinsichtlich Größe und Lage im zu untersuchenden Werkstoff bzw. Bauteil. Das ist jedoch nur eingeschränkt möglich, da die Ultraschallprüfung eher zum Fehlerauffinden dient. Eine genaue Beschreibung zur Größe des Fehlers ist schwierig, da Reflexionen häufig nur von Risspitzen und nicht vom gesamten Riss erfasst werden können. Eine hinreichende Sicherheit zum Auffinden von Fehlern kann durch die Anwendung verschiedener Ultraschallprüfungen mit verschiedenen Einschallwinkeln bzw. durch verschiedene Ultraschallprüftechniken erreicht werden, z. B. die Verwendung von:

- S/E-Prüfköpfen (Sender und Empfänger in einen Prüfkopf angeordnet),
- 2 Prüfköpfen (einer als Sender und einer als Empfänger) → Durchschallungstechnik,
- verschiedenen Prüffrequenzen (1 MHz (bei Schallschwächungsmessung) – 2 MHz (Fehler im Volumen) - 5 MHz (Fehler im oberflächennahen Bereich),
- verschiedenen Prüfwinkeln von 35° (oberflächennaher Bereich) bis 45° bis max. 70 °
- verschiedene Wellenmoden: Transversalwellen oder Longitudinalwellen.

Im Allgemeinen gelten die Empfehlungen nach Neumann (1988) für die Ultraschallprüfung an austenitischen Schweißverbindungen sowie die aktuellen gültigen Regelwerke für die Komponenten (DIN EN ISO, KTA-Regelwerke). Allgemeine Gültigkeit für die Ultraschallprüfung von Schweißverbindungen haben die DIN EN ISO 17640 - Ultraschallverfahren zur Prüfung von Schweißverbindungen:

Techniken, Prüfklassen und Bewertungen, die DIN EN ISO 11666 – Zulässigkeitsgrenzen und die DIN EN ISO 23279 – Charakterisierung von Anzeigen.

## **2.7 Effekte auf den Ultraschall durch Wechselwirkung mit dem Gefüge**

In diesem Abschnitt wird der Effekt der makroskopischen Besonderheiten bei der Ausbildung von austenitischen Schweißnahtgefügen beschrieben. Die physikalischen Eigenschaften, insbesondere die elastischen und akustischen Eigenschaften des sich bildenden Gefüges werden dabei als Hauptursache für die entstehenden Schwierigkeiten angesehen. Der Einfluss auf die Ausbreitung der Ultraschallwellen durch die akustische Anisotropie der elastischen Eigenschaften spielt hierbei eine besondere Rolle.

Folglich lässt sich ableiten, dass die Schallausbreitung für anisotrope Werkstoff in unterschiedlichen Richtungen mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten erfolgt sowie zwischen Phasen- und Gruppengeschwindigkeit unterschieden wird.

Die Ultraschallausbreitung ändert sich, weil sich das Gefüge an der Fusionslinie gegenüber dem Grundwerkstoff stark ändert. Das Gefüge zeigt eine ausgeprägte Textur und besteht aus groben zum Teil stark orientierten Stängelkristalliten. Diese besonderen Strukturen verursachen eine ausgeprägte elastische und akustische Anisotropie, die die Ausbreitung der Ultraschallwelle stark beeinflusst. Als Folge ergibt sich u. a. eine Modifikation des Schallfeldes durch Effekte wie Schallbündelablenkung, Fokussierung oder Defokussierung. Die elastischen und akustischen Eigenschaften dieser Strukturen sind also richtungsabhängig<sup>14</sup>.

Bedingt durch die Fusionslinie, also direkt am Übergang zwischen Grundwerkstoff und Schweißgut, treten erste Effekte bzw. Wechselwirkungen mit den Ultraschallwellen auf, die in Streuung, Beugung und Aufspaltung der Ultraschallwelle unterteilt werden. Der Unterschied gegenüber der ungehinderten Ausbreitung im homogenen Grundwerkstoff wird im Folgenden kurz erläutert.

Diese Schallbündelablenkung, Schallschwächung, Schallfeldverzerrung, Schallstreuung und Wellenumwandlung sind die Resultate der gefüge- und anisotropiebedingten Einflüsse auf den Ultraschall. Durch die ausgeprägte Textur ist die Schallschwächung im Schweißgut ausgeprägter als im Grundwerkstoff und die Streuung der Wellen nimmt zu. Diese Effekte resultieren in einem reduzierten

---

<sup>14</sup> anisotrop

Fehlerecho und in einem reduzierten Signal-Rausch-Verhältnis. Hinzu kommen Effekte, die die Ultraschallsignalauswertung weiterhin erschweren, wie z. B. die Entstehung von Sekundärwellen durch Abspaltungsvorgänge und der Einfluss der Oberfläche. Oberflächeneinflüsse sind z. B. Unregelmäßigkeiten in der Decklage, Störungen durch die beschliffene Oberfläche, Störungen aufgrund der Schweißnahtgeometrie bzw. der Schweißnahtstruktur aufgrund des Schweißprozesses.

Bei der Ultraschallprüfung ist das Fehlernachweisvermögen aufgrund der elastischen Anisotropie des austenitischen Gefüges stark beeinflusst bzw. eingeschränkt. Für die Ultraschallprüfung bedeutet das, dass für verschiedene Einschallwinkel oder Wellenarten die Fehler im zu untersuchenden Werkstück unterschiedlich gut bis gar nicht abgebildet werden können.

Den größten Einfluss auf die Ultraschallausbreitung hat die Korngröße im Schweißgefüge. Ein grobes Gefüge fördert die Wechselwirkung (Streuung, Reflexion, Ablenkung, Schwächung, Änderung der Schallgeschwindigkeit, Schallbündelverformung). Die Ursache hierfür liegt in der anisotropen Eigenschaft der Stängelkristallite. Die elastische Anisotropie des Werkstoffes ist nun bestimmend für die Eigenschaften der sich in der Schweißnaht ausbreitenden Wellen, ihrer Geschwindigkeiten, Ausbreitungs- und Schwingungsrichtung, vgl. Anhang A.3.

Neumann (1988) zeigt, dass bereits kleinste Änderungen bei der Durchführung einer Schweißung sich durch eine Änderung im Gefüge auswirken können. Bei der Herstellung von untereinander zu vergleichenden Schweißnähten ist daher auf sehr große Sorgfalt und Einhalten exakt gleicher Schweißbedingungen zu achten. Es bietet sich aus den beschriebenen Gründen an, die Schweißungen von einer automatisierten Schweißanlage durchführen zu lassen. So können zufällig veränderte Parameter, wie z. B. durch die schweißende Person, ausgeschlossen werden. Ein Nachteil ist, dass die automatisierte Anlage nicht auf plötzlich auftretende Veränderungen im Schmelzbad/ bei der Schweißung reagieren kann.

## 2.8 Schwierigkeiten bei der Ultraschallprüfung

Der Einfluss auf die Ultraschallprüfung ist abhängig von der Erzeugnisform (gewalzt, geschmiedet, Guß), vom angewendeten Schweißverfahren, von der Wärmebehandlung, chemischen Zusammensetzung des Grundmaterials und des Schweißgutes, besonders bei Mischschweißverbindungen sowie von der Nahtform und Nahtausführung. Je genauer die Eigenschaften und Geometrien der Schweißnaht bekannt sind, umso besser können die Prüfungskenngrößen (z. B. der Prüfkopf)

angepasst werden. Daraus kann sich eine aussagefähigere UT/ höheres Fehler-nachweisvermögen/ Auffindwahrscheinlichkeit ergeben. Sehr gute Ausgangsbedingungen liegen vor, wenn ein Ultraschall-Testkörper mit Testreflektoren hergestellt wurde, der die gleichen Eigenschaften wie die zu untersuchenden Komponenten aufweist.

Sind die zu untersuchenden Schweißverbindungen der Komponenten nur einseitig zugänglich, muss bei der Ultraschallprüfung durch das Schweißgut hindurch geprüft werden, um die Nahtseite und den Werkstoffbereich auf der nicht direkt zugänglichen Seite beurteilen zu können. Für homogen aufgebaute Materialien mit isotropen Eigenschaften lässt sich diese Prüfaufgabe sehr gut durchführen. Austenitische Schweißverbindungen stellen hier eine besondere Herausforderung dar. Eine austenitische Schweißverbindung an sich stellt durch ihren Aufbau eine Inhomogenität dar, verglichen mit dem Grundwerkstoff. Erschwerend kommt hinzu, dass dieser Werkstoff stark anisotrope Eigenschaften aufweist. Eine Anisotropie liegt vor, wenn sich die Eigenschaften des Materials in alle Raumrichtungen voneinander unterscheiden<sup>15</sup>. So sind z. B. die Schallgeschwindigkeit oder weitere physikalische Eigenschaften über das gesamte Volumen der Schweißnaht richtungsabhängig. Einfache Annahmen über den Schallverlauf, wie es in homogenen, isotropen Werkstoffen möglich ist, lassen sich nicht ohne weiteres auf die Ultraschallprüfung von austenitischen Schweißverbindungen übertragen. So lassen sich die Signale nur schwer interpretieren und bei ungenauen Kenntnissen über den Verlauf des Ultraschalls in der austenischen Schweißnaht können durch Fehlinterpretation oder falsche Annahmen, falsche Rückschlüsse auf die Fehlerlage im Material gezogen werden.

Folgendes verdeutlicht dies: wenn bei einer Schweißnahtprüfung mit einem 45°Winkelprüfkopf von einem Ultraschallverlauf wie für isotrope homogene Materialien ausgegangen würde, würde bei einer Prüfkopfposition wie in Bild 1.1 b) (vgl. Seite 2) dargestellt, die Wurzel angeschallt und dementsprechend ein Signal dargestellt werden, das auf die Wurzel hindeutet. Da es sich hierbei nicht um eine Materialtrennung, Schweißfehler oder ähnliches handelt, werden hierzu keine Reparaturmaßnahmen o. ä. eingeleitet um die Integrität der Komponente weiterhin zu gewährleisten. Die Zuordnung des Signals wäre hier klar möglich, da der Verlauf des Ultraschalls in der Naht weitestgehend bekannt ist. Im Fall einer austenitischen Schweißnaht (vgl. Bild 1.1 a)) würden bei gleichen Ausgangsbedingun-

---

<sup>15</sup> Bspw. die akustischen Eigenschaften



gen (gleicher Prüfwinkel, Prüfkopf, Wanddicke, Nahtaufbau) der Ultraschall aufgrund der inhomogenen und anisotropen Eigenschaften der austenitischen Schweißverbindung abgelenkt, reflektiert und mitunter würde sich auch die Schallgeschwindigkeit ändern. Dies hat zur Folge, dass z. B. ein Signal der Flanke, aufgrund eines Flankenbindefehlers, identifiziert wird. Bei ungenügenden Kenntnissen der Vorgänge in der Schweißnaht würde das Signal jedoch so interpretiert werden, als handle es sich um das Signal aus der Schweißnahtwurzel-Reflexion. Die Folge dieser Fehlinterpretation kann für Komponenten im weiteren Betrieb verheerend sein, da entsprechende Maßnahmen zur Beseitigung dieser Anzeigen nicht eingeleitet werden.

Bemühungen, dieser Problematik Herr zu werden, haben die US-Prüftechniken in den letzten Jahren stark verbessert. Trotzdem ist es für das Prüfpersonal erforderlich detaillierte physikalische Kenntnisse über die Wechselwirkung und den Verlauf von elastischen Wellen in anisotropen inhomogenen Werkstoffen zu haben um sichere Aussagen über die Ultraschallprüfung von austenitischen SN treffen zu können. Auch mit Hilfe von Simulationsprogrammen ist es möglich Voraussagen über den Verlauf der Ultraschallausbreitung in der austenitischen Naht zu treffen und diese Erkenntnisse unterstützend in die Ultraschallprüfung einfließen zu lassen. Wichtige Voraussetzung hierfür ist die genaue Kenntnis des Schweißnahtgefügeaufbaus. Diese Informationen können nur über zerstörende Untersuchungen durch einen Schliff durch die SN hindurch gewonnen werden, der entsprechend metallografisch präpariert, Details über die Orientierung und Lage der Stängelkristallite in dieser Schweißnaht liefert.

## 2.9 Prüftechnik für austenitische Schweißverbindungen

Für die Ultraschallprüfung von austenitischen Werkstoffen werden im Allgemeinen Prüfköpfe mit Prüffrequenzen von 1 – 5 MHz verwendet. Der bevorzugte Wellenmode ist die Transversalwelle. Übliche Prüfwinkel sind 45 - 70°. Bei Einschallwinkeln  $> 70^\circ$  besteht die Gefahr, dass sich Oberflächenwellen ausbilden können, diese werden an kleinen Oberflächenfehlern reflektiert und können zu Störanzeigen führen. So große Winkel sind deshalb unerwünscht. Weiterhin werden in der Praxis Kriechwellen (es handelt sich dabei um Longitudinalwellen an der Oberfläche des Prüfstücks) und Oberflächenwellen (dies sind an der Oberfläche geführte Wellen, auch Rayleigh-Wellen genannt) eingesetzt.

Die Erzeugung von Schallwellen im Ultraschallprüfkopf erfolgt durch ein piezoelektrisches Element: Durch Anregung mittels einer angelegten elektrischen Spannung werden durch mechanische Deformation des Schwingers (Piezoelektrisches Element) verschiedene Wellenarten im Prüfkopf erzeugt. Longitudinalwellen schwingen in Ausbreitungsrichtung. Transversalwellen schwingen senkrecht zur Ausbreitungsrichtung.<sup>16</sup> Typische Schallgeschwindigkeiten liegen in der Größenordnung von  $c(\text{LW}) = 5200 - 5700 \text{ m/s}$  und  $c(\text{TW}) = 3200 \text{ m/s}$ . Transversalwellen können horizontal oder vertikal polarisiert sein. Die Erzeugung von horizontal polarisierten Transversalwellen erfolgt durch elektrodynamische Wandler. LW und TW breiten sich nur in Festkörpern oder Flüssigkeiten aus. Deswegen ist eine Ankopplung des Prüfkopfes mit einem Koppelmedium (z. B. spezielles Ultraschall-Koppelgel oder Wasser) Voraussetzung um den Schall in das Prüfstück einleiten zu können.

Die Prüffrequenz eines Prüfkopfes ist unmittelbar abhängig vom Schwingerelement selbst: von der Dicke und der Schallgeschwindigkeit (also vom Piezoelementmaterial)  $(f) = 2d/c$ . Nach der Aufbauart wird unterschieden in:

- Senkrechtprüfkopf (Einschallwinkel  $0^\circ$ ),
- Winkelprüfkopf (Einschallwinkel zu wählen, sodass der zu erwartende Fehler möglichst senkrecht getroffen wird),
- Gruppenschwinger (Phased-Array-Technik, Einzelelemente werden für alle Winkel durchgetaktet, Winkelschwenk möglich).

Prinzipiell werden folgen Prüftechniken unterschieden:

- Impuls-Echo-Technik: Hierbei ist ein Prüfkopf gleichzeitig der Sender und Empfänger der Ultraschallsignale. Der Nachteil dieser Technik ist, dass alle reflektierten Wellen auch zurückkommen, besonders auch die störenden Wellen aus den prüfkopfnahen Bereichen.
- S/E-Technik: Hierbei ist im Prüfkopf der Sender (S) vom Empfänger (E) baulich getrennt. Der Vorteil ist, dass dieser Prüfkopftyp nur in einem bestimmten Bereich fokussiert ist und so den Rest der reflektierten Schallwellen aus dem Material gar nicht empfangen kann.

### Prüfköpfe

In der Praxis werden am häufigsten *Winkelprüfköpfe* eingesetzt, da die zu erwartenden Fehler im Prüfstück meist nicht parallel zur Oberfläche orientiert sind, um

---

<sup>16</sup> Sie werden auch Shearwellen genannt.

mit einem  $0^\circ$  Senkrechtprüfkopf gefunden zu werden. Winkelprüfköpfe erzeugen Ultraschallwellen die unter einem bestimmten Winkel in das Prüfstück eingeschallt werden. Je nach zu erwartender Fehlerorientierung wird der Prüfwinkel so ausgewählt, dass er möglichst senkrecht von der eingeschallten Welle getroffen wird, und somit ein großer Anteil zurück zum Prüfkopf reflektiert werden kann. Die Winkelprüfköpfe unterscheiden sich in ihrer Bauform vom Senkrechtprüfkopf durch einen Vorlaufkeil aus Plexiglas unter dem Schwinger. Durch diesen Vorlaufkeil trifft das im Schwinger erzeugte Schallbündel bereits schräg auf die Prüfstückoberfläche auf im Vorlaufkeil entstehen durch Reflexion bzw. im Prüfstück durch Brechung veränderte Wellenanteile. Ziel ist es durch einen möglichst großen Winkel im Vorlaufkeil den Anteil der Longitudinalwellen durch Totalreflexion so zu eliminieren, dass nur die Transversalwellen in das Prüfstück eingeschallt werden. Im Prüfstück selbst wird mit dem gebrochenen Anteil der vom Schwinger erzeugten Wellen gearbeitet.

Zunehmender Beliebtheit erweisen sich die *Phased-Array-Prüfköpfe*. Dabei handelt es sich um Gruppenstrahlerprüfköpfe, die eine elektronische Änderung des Einschallwinkels ermöglichen. So ist es möglich mit einem Prüfkopf, der aus z. B. 64 Elementen besteht, mehrere Winkelprüfköpfe in einem Prüfkopf zu simulieren. Es werden dann jeweils nur die entsprechenden Elemente angeregt.

## 2.10 Beeinflussung des Schweißnahtgefüges durch verschiedene Verfahren

In diesem Abschnitt wird aufgezeigt, welche Parameter in der Literatur beschrieben werden, die zur gezielten Veränderung eines Gefüges geführt haben. Dabei werden auch Quellen ausgewertet, die andere Legierungen bzw. Metalle verwenden und sich nicht unmittelbar auf das Schweißen als Herstellungsprozess beziehen.

In Neumann (1998) wird beschrieben, dass eine Kornfeinung von Werkstoffen durch mechanische Verformungen oder durch Wärmebehandlungen oberhalb von  $1500^\circ\text{C}$  erzeugt werden kann. Auf eine Schweißnaht lässt sich das nicht anwenden, weil die Bauteile nicht verformt werden können bzw. die Wärmebehandlungen in anderen Temperaturbereichen stattfinden, auch um angrenzende Bauteile zu schützen. In der Literatur finden sich Studien zur Kornfeinung des Gefüges von austenitischen Werkstoffen bzw. von Werkstoffen mit ähnlicher Kristallstruktur, wie z. B. Aluminium-Legierungen, vgl. [Hel77], [Cam77], [Mal09,] [Kal05]. Das Ziel der meisten identifizierten Untersuchungen ist es, verbesserte mechanisch-technologische Eigenschaften des Werkstoffes zu erhalten. Eine Studie mit dem Ziel eine

Verbesserung der Prüfbarkeit zu erzeugen, konnte nicht identifiziert werden. Zur Kornfeinung des Gefüges wird in einer Vielzahl der Studien der Schmelze ein Kornfeinungsmittel zugefügt, vgl. [Jin08], [Kal05]. Zudem handelt es sich oft um volumenhafte Schmelzen die während des Gießens oder in zylindrischen Tiegeln bei der Erstarrung beeinflusst werden. Die beeinflusste Erstarrung eines Schmelzbades beim Schweißen einer gleichartigen oder Mischverbindung aus austenitischem Werkstoff wird nicht beschrieben. Um eine veränderte feinkörnigere Kornstruktur zu erzeugen, ist während der Erstarrung des Gefüges der Übergang vom zeiligen zum feinen Korn anzustreben, vgl. [Kou88], [Hel97], [GuJ97]. Dieser Übergang wird columnar-to-equiaxed transition (CET) genannt. Er kann durch drei Mechanismen beschrieben werden: Dendriten-Fragmentierung, Kornabschmelzung sowie die heterogene Keimbildung. Die größten Erfolge hinsichtlich einer feineren Kornstruktur wurden in der Literatur im Wesentlichen durch folgende Effekte erreicht:

- durch die Einwirkung elektromagnetischer Felder,
- durch Beeinflussung von Ultraschallwellen,
- durch Erstarrung unter dem Einfluss von Vibrationen,
- durch Beeinflussung des Schweißprozesses,
- durch die Behandlung der Schweißnaht nach der Erstarrung.

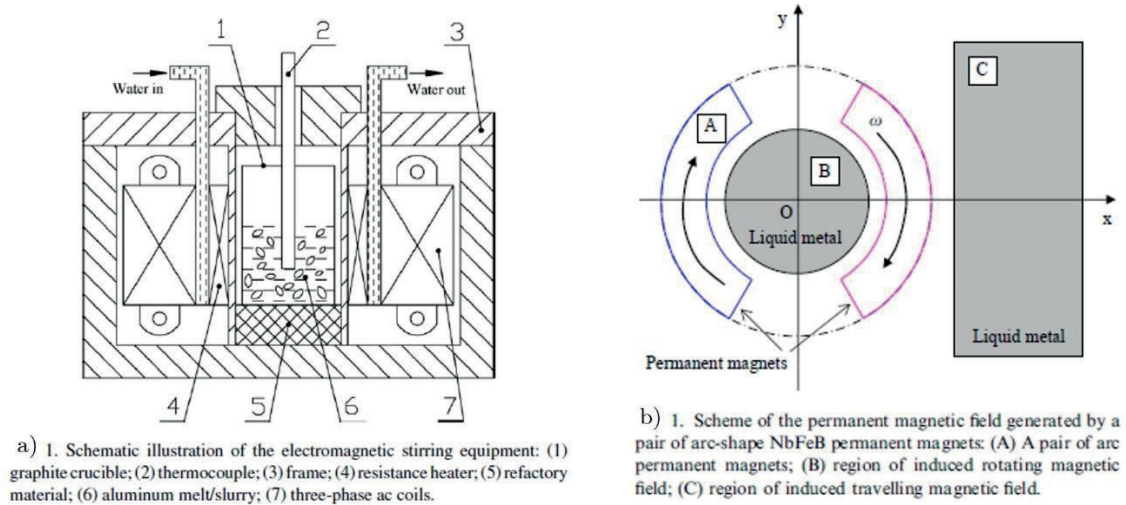
Im folgenden Abschnitt wird auf diese genannten Effekte zur Beeinflussung der Kornstruktur eingegangen. Die Literaturstudie dient dazu effektive Möglichkeiten zu identifizieren, mit welchen es möglich ist, die Kornstruktur während des Erstarrungsprozesses zu beeinflussen. Die Werkstoffsysteme in den Literaturstellen sind zum Großteil nicht auf den in der vorliegenden Studie verwendeten Werkstoff übertragbar. Es wurde jedoch versucht, soweit umsetzbar, die Technologien auf das System in angepasster Weise zu übernehmen bzw. die dahinterstehenden Mechanismen zur Kornfeinung auf das hier verwendete System zu übertragen.

### **2.10.1 Einfluss elektromagnetischer Felder**

Der Effekt von Magnetfeldern auf die Schmelze ist der Änderung im Wärmetransport aufgrund veränderter Baddynamiken zuzuschreiben (Magnetohydrodynamischer Effekt). Dadurch wird auch das Wachstum der stängeligen Kristallite gehemmt, abgelenkt oder es werden neue Keime gebildet. Das Elektromagnetische Rühren (EMS) verschiedener flüssiger metallischer Legierungen in volumenhaften Schmelztiegeln oder während des Gießprozesses wird in der Literatur als erfolgreich kornfeinend beschrieben, vgl. [LuD07], [Wan05], [Jin08], [Raj07], [Cam77],

wobei durch wechselnde Magnetfelder und fließende Ströme aus dem Schweißprozess eine Lorenzkraft in der Schmelze erzeugt wird, vgl. [The98]. Die Lorenzkraft bewirkt eine Bewegung im flüssigen Schmelzbad. Durch die Wechselwirkung des stromführenden Lichtbogens und des resultierenden Magnetfelds ergeben sich weitere selbstinduzierte Rühreffekte im Schmelzbad. Zusätzliche externe Magnetfelder verstärken diese Effekte. Diese Kräfte können unmittelbar auf die sich bildenden Kristallite an den Erstarrungsfronten einwirken und sind in der Lage ihr Wachstum zu beeinflussen oder abzulenken.

Weiterhin werden Magnetfelder zur Ablenkung des Schweißlichtbogens, vgl. [Jan99], oder beim Laserstrahlschweißen eingesetzt, vgl. [Ber06], [Ber09], [Dil72], [Lin07]. Es werden rotierende Magnetfelder, vgl. [Eck08], [Jin08], pulsierende Magnetfelder, vgl. [Gao07] oder statische Felder eingesetzt und über Spulen oder Permanentmagnete im Aufbau realisiert, vgl. [LuD07], [Wan05], (siehe Bild 2.9). Die Anordnung von Elektromagneten um ein volumenhaftes Schmelzbad herum ist beispielhaft in Bild 2.9 dargestellt.



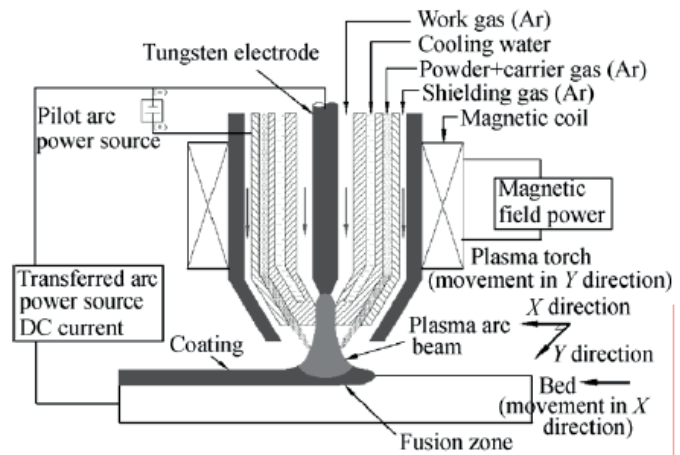
**Bild 2.9** Schematische Darstellung der Anordnung; a) eines Elektromagneten um einen Schmelztiegel herum, entnommen aus [LuD07]; b) starker Permanentmagnete um einen Schmelztiegel, entnommen aus [Wan05].

Aus diesen Experimenten geht hervor, dass ein schwaches EMS bei 8 A effektiver zur Kornfeinung beiträgt als ein starkes EMS bei 12 A, vgl. [LuD07]. Es werden pulsierende und rotierende Magnetfelder bis zu 6 Tesla eingesetzt, wobei eine maximale Kornfeinung bei  $> 0,5$  T und  $> 50$  Hz Pulsfrequenz des Magnetfeldes erreicht wird. In Wang (2005) werden zwei bogenförmige Hochenergie-Permanent-

magnete ( $H \times B = 360 \text{ kJ/m}$ ) um ein Schmelzbad angeordnet und in Rotation versetzt, sodass rotierende oder zeitlich veränderliche Felder entstehen. Ein CET kann bei Rotationsgeschwindigkeiten ab  $20 \text{ s}^{-1}$  beobachtet werden und dass sich ab  $35 \text{ s}^{-1}$  ein feinkörniges Gefüge einstellt.

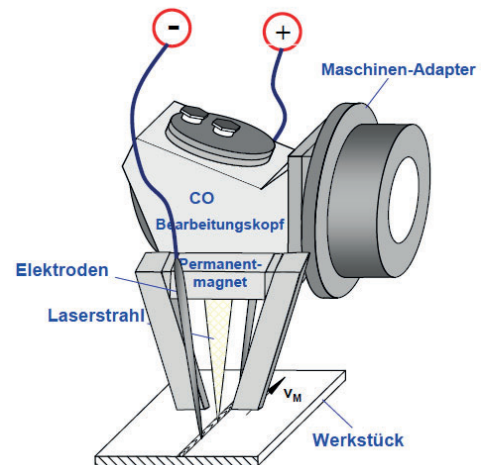
Ein beschriebener Effekt von Magnetfeldern beim Schweißprozess ist der Einsatz während des Plasmaschweißens, vgl. [Che08] oder während des Laserschweißprozesses, vgl. [Ber09], [Lin07]. Hier wird durch die Anordnung der Felder nahe der Lichtbogenquelle, eine Ablenkung des Lasers bewirkt. Es handelt sich in erster Linie um eine verfahrenstechnische Optimierung des Prozesses selbst. Die Veränderungen der Nahtstruktur werden hier als Nebeneffekt beschrieben, die unmittelbaren Auswirkungen auf das Gefüge werden hier nicht näher untersucht. Das Bild 2.10 zeigt die Anordnung einer Spule zur Erzeugung eines Magnetfeldes, um die Schweißelektrode herum, vgl. [Che08]. Das EMS wird hier durch verschiedene Schweißströme bis 5 A bei einer konstanten Pulsfrequenz von 10 Hz erreicht. Ziel dieser Untersuchungen ist es das Verschleißverhalten von Auftragsschweißungen (Plasma-Transferred Arc Cladding) durch EMS zu verbessern.

**Bild 2.10** Anordnung einer UP-Schweißelektrode mit Elektromagnet, schematische Darstellung der zusätzlich angebrachten Magnete, aus [Che08].



Das Bild 2.11 zeigt den Einsatz von Magnetfeldern beim Laserstrahlschweißen. Hier wird durch die Magnetfelder die Nahtgeometrie (Nahtdurchhang, Raupenge-  
stalt, Auslaufen der Schmelze) beim Schweißprozess verbessert.

**Bild 2.11** Laserschweißkopf mit integriertem Permanentmagneten zur Prozessverbesserung, schematische Darstellung, entnommen aus [Ber09]

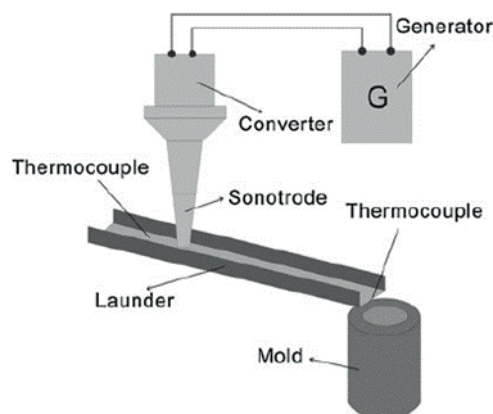


In Pearce (1981) und Janaki (1999) wurden Ansätze beschrieben, wie während einer WIG-Schweißung mittels magnetischen Rührens der Schmelze bzw. unter magnetischer Beeinflussung des Lichtbogens, das Gefüge bezüglich Kornfeinung beeinflusst werden kann, jedoch bezogen aus Aluminiumlegierungen bzw. unter Anwendung eines Kornfeinungsmittels, vgl. [Pea81], [Jan99].

### 2.10.2 Einfluss mittels Ultraschallwellen

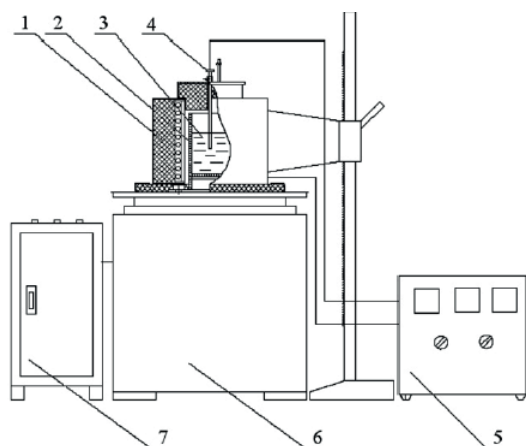
Ein feines Korn wird in Zhang (2009) durch den Eintrag hochenergetischer Ultraschallwellen in flüssige Metallschmelzen beim Gießprozess erhalten (siehe Bild 2.12). Hierbei wird eine Ultraschall-Sonotrode (4 kW Generatorleistung, 4 m Schwingamplitude) in den Gießprozess eingebracht. Dabei bewirken die Schallwellen eine von außen herbei geführte Bewegung des flüssigen Metalls. Die Annahme ist hier, dass die sich bildenden Keime stark bewegt und immer wieder zerbrochen werden, sodass viele feine Keime als Partikel zur Verfügung stehen. In Eskins (1997) werden vergleichbare Ultraschallbehandlungen während des Gießprozesses durchgeführt. In beiden Quellen werden als Ergebnisse eine ausgeprägte Kornfeinung und ein Unterkühlungseffekt beschrieben, vgl. [Esk97], [Zha09].

**Bild 2.12** Ultraschall-Sonotrode in der flüssigen Metallschmelze, während des Gießprozesses, schematische Darstellung, entnommen aus (Zhang et al. 2009).



### 2.10.3 Einfluss mechanischer Vibrationen während der Erstarrung

Die Literaturstudie zeigt, dass in Wu (2008), Qinghua (2008) verbesserte mechanisch-technologische Eigenschaften durch gezieltes Einbringen von mechanischen Vibrationen in die Schmelze erreicht werden konnten, vgl. [WuS08], [Qin08]. In Wu (2008) wird ein vibrierender Schmelztiegel (Amplitude 1 mm, bei 33 Hz) in der Isothermen Haltephase eines Erstarrungsprozesses genutzt, um ein feineres Korn zu erzeugen. Das Bild 2.13 a) zeigt den Aufbau des Experimentes.



**Figure 1.** Schematic of vibrator. (1) Temperature controlled furnace, (2) vibrating crucible, (3) melt (4) thermal couples, (5) PID temperature controller, (6) mechanical vibrator and (7) vibration control unit.

a)



b)

**Bild 2.13** Techniken zur Vibration; a) eines Tiegels mit metallischer Schmelze, schematische Darstellung, entnommen aus [WuS08]; b): eines großen Bauteils beim Unterpulver-Schweißprozess, Anordnung der Unterkonstruktion, entnommen aus [Qin08]



In den Untersuchungen von Qinghua (2008) bezüglich reduzierter Eigenspannungen im Werkstück wird das komplette Rohr beim Unterpulver-Schweißprozess durch eine Vibrationsvorrichtung in periodische Schwingung (59 Hz) versetzt (siehe Bild 2.13 b)).

#### **2.10.4 Einfluss des Schweißprozesses durch geänderte Prozesssteuerung**

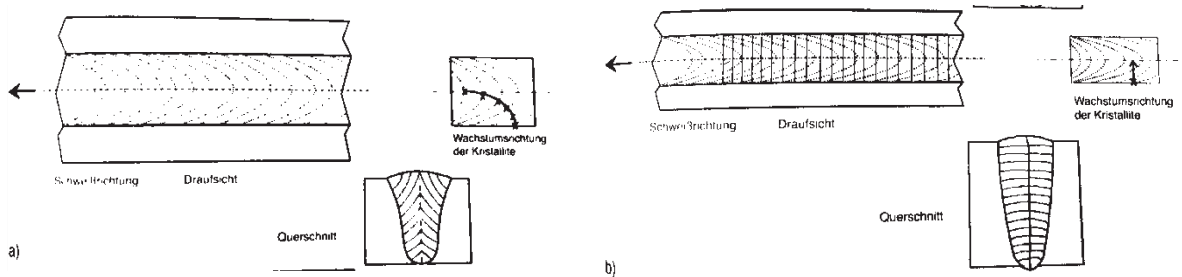
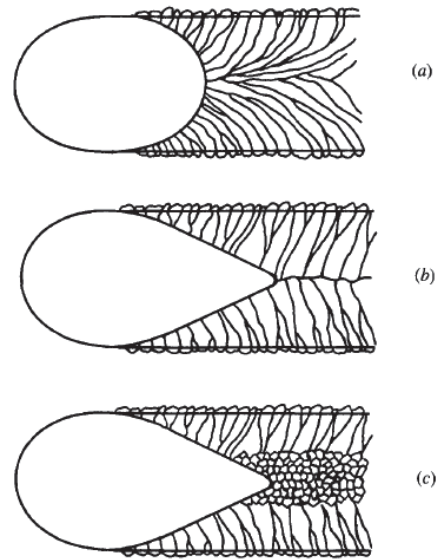
Die Beeinflussung des Schweißprozesses von der Seite der Gerätetechnik wird zunehmend von den Schweißgeräte-Herstellern analysiert. Über das richtig ausgewählte Verfahren für die Anwendung, eine optimierte Energieführung und/ oder die Prozesssteuerung selbst lassen sich die Schweißnähte auf sehr spezielle Anwendungen anpassen, z. B. Schweißen sehr dünner Bleche, artfremder Verbindungen oder große Spaltüberbrückung. Ein großer Angriffspunkt seitens der Gerätetechnik ist die Entwicklung von Technologien die den Wärmeeintrag in das Material reduzieren. Erste Wegbereiter in der Entwicklung sind die Firmen EWM mit der coldArc-Technologie oder Fronius mit der CMT-Technologie. Durch diese verbesserten Verfahren können erheblich kürzere Abkühlzeiten erreicht werden, was dem Wachstum der groben Kornstrukturen entgegenwirkt.

In Shinoda (1990) wird ein Ansatz beschrieben, mit dem es möglich ist, die Bildung von Erstarrungsrissen während des Schweißens von austenitischen Nähten zu minimieren. Ziel dieser Untersuchungen ist es gewesen, mit variierendem WIG-Pulsstrom eine feine Mikrostruktur zu erzeugen, die die Bildung von Erstarrungsrissen nicht mehr erlaubt. Variationen der Pulsfrequenz erfolgen bei 5 – 50 Hz. Die besten Erfolge für die wenigsten Erstarrungsrisse, stellen sich bei Pulsfrequenzen von 10 - 20 Hz ein, vgl. [Shi90].

Beim WIG-Schweißen mit Impulsen im mittleren Frequenzbereich von 100 Hz konnte eine feinere Kornstruktur erzeugt werden, um die mechanisch-technologischen Eigenschaften von kritischen Werkstoffen zu verbessern, vgl. [Kno02].

In Kou (1988) wird beschrieben, wie sich der Einfluss von Wärmeeintrag und Schweißgeschwindigkeit auf die Ausbildung von Nahtgefüge aus Aluminiumlegierungen auswirkt. So entstehen bei geringem Wärmeeintrag und kleiner Schweißgeschwindigkeit zeilige Kristallite, die sich von der Decklage aus gesehen, in Schweißfortschrittsrichtung biegen, vgl. [Kou88], (siehe Bild 2.14, Bild 2.15).

**Bild 2.14** Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit und der Ausbildung der Kornstruktur; a) kleine Schweißgeschwindigkeit/ Wärmeeintrag b) große Schweißgeschwindigkeit/ Wärmeeintrag. Ohne den Einsatz von zusätzlichen Keimbildnern c) natürlicher CET: durch heterogene Keimbildung kann ein feines Korn im Zentrum der Raupe erzeugt werden, entnommen aus [Kou88].



**Bild 2.15** Ausbildung der Wachstumsrichtung von Kristalliten bei a) geringer Schweißgeschwindigkeit; b) hoher Schweißgeschwindigkeit, entnommen aus [Pro02].

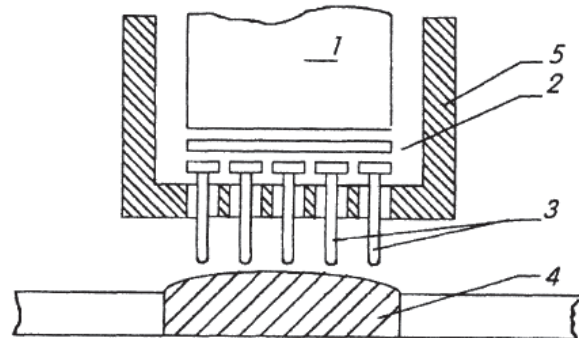
In den untersuchten Schweißproben aus Aluminiumlegierung wurde bei hohem Wärmeeintrag in Kombination mit hohen Schweißgeschwindigkeiten eine größere Ausdehnung des feinkörnigen Bereiches festgestellt. Als Ursache wird angeführt, dass die heterogene Keimbildung durch den erhöhten Anteil der konstitutionellen Unterkühlung<sup>17</sup> für die Kornfeinung verantwortlich ist. Feinkörnigere Strukturen aufgrund höherer Schweißgeschwindigkeiten konnten für austenitische Schweißnähte jedoch nicht bestätigt werden. Ein CE-Übergang von zeiliger in feinkörnige Kornstrukturen (CET) fand nicht statt, vgl. [Vil90].

<sup>17</sup> Unterkühlung resultierend durch die hohen Geschwindigkeiten

### 2.10.5 Behandlung nach der Erstarrung

Durch Ultraschallbehandlungen (Ultrasonic-Shock-Treatment) der Schweißnaht im Anschluss an die Erstarrung konnte in [GuJ97] eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften erzielt werden. Hierzu wurde ein mit metallischen Stiften bestückter Ultraschallwandler (250 W Ausgangsleistung) für 30 Sekunden über die Naht geführt (35 m Amplitude) (siehe Bild 2.16).

**Bild 2.16** Mechanische Bearbeitung einer Schweißung nach dem Erstarren mittels metallischer Stifte (3) durch Ultraschall, schematische Darstellung, (1,2,5) US-Generator, (4) Schweißnaht, entnommen aus [GuJ97]



Shul'ginov (1995) beschreibt in seinen Untersuchungen die Behandlung von Schweißnähten im erstarrten Zustand ebenfalls mit Hilfe von vibrierenden Ultraschallbehandlungen. Ziel dieser Untersuchungen ist es, die Lebensdauer der Schweißverbindung unter zyklischen Belastungen zu erhöhen, vgl. [Shu95].



## 3 Versuchseinrichtungen und -werkstoffe

### 3.1 Versuchsaufbau

In diesem Abschnitt wird aufgezeigt, welche der beschriebenen Verfahren für Schweißnähte umgesetzt und angewendet werden können. Für den experimentellen Aufbau wurde eine Schweißanlage der Firma Fronius Magic Wave 2600 mit einer Arbeitsstrombreite von  $(I) = 20 - 260 \text{ A}$  als Grundgerät für die Schweißversuche benutzt. Projektspezifische Umbauten und Ergänzungen zur Hand- und automatisierten Schweißanlage werden im folgenden Abschnitt erläutert.

Bei dem Schweißgerät handelt es sich um eine primärgetaktete WIG Schweißanlage die im AC und im DC Modus betrieben werden kann. Der Gleichrichter und Inverter stellen die Gleichstromquelle dar. Der Vorteil der primärgetakteten Stromquelle (Inverter) besteht in der Erzeugung eines gleichmäßigen Schweißstroms, der zu einem sehr stabilen Lichtbogen führt. Ein weiterer Vorteil für das Arbeiten mit dieser Anlage ist die kompakte und leichte Bauweise. Somit ist es möglich das Gerät schnell und ohne großen Aufwand entsprechend nah an die Schweißnaht heranzubringen, z. B. an bestehende Rohrleitungssysteme im Kraftwerk. Das Bild 3.1 zeigt die Anlage mit Schutzgasversorgung und den angeschlossenen Brenner- und Versorgungsschläuchen. Als Schutzgas wurde reines Argon eingesetzt, um die Oxidation des Werkstoffes und des Schmelzbades mit dem Sauerstoff aus der Atmosphäre zu verhindern. Der ständig zugeführte Schweißzusatzwerkstoff, maschinell über ein zusätzliches Gerät, wird bei diesem Verfahren als zweite Elektrode abgeschmolzen.

Als SZW wurde der Zusatzwerkstoff in Form von WIG-Stäben für die manuellen Schweißungen und in Form von WIG-Draht für die automatisierten Schweißungen eingesetzt. Die Anlage besteht aus einer Stromquelle, dem Steuergerät und dem Schlauchpaket. Argon wird über die entsprechende Leitung und einer Druck- und Durchflussregelung dem Schweißbrenner zugeführt. Der Brenner ist wassergekühlt.

**Bild 3.1** Fronius Magic Wave Schweißanlage mit Schutzgasversorgung und den angeschlossenen Brenner- und Versorgungsschläuchen.



Die oben beschriebene Anlage wurde für das Projekt um einen Pulsfernregler Fronius TR 50 MC (vgl. Anhang B ) ergänzt. Das Gerät verfügt über eine Fernregeleinheit mit der Möglichkeit den Schweißstrom in der WIG-Anlage im Frequenzbereich von 0,2 Hz bis 2 kHz zu takten. Zudem können die Parameter zur Lichtbogenansteuerung, Pulspausenstrom [%], Puls Duty-Cycle, Pulsfrequenz und Pulsfrequenzbereich (Bandbreite) beliebig variiert werden.

Im Projekt wurde ein Teil der Testkörper mit einer automatisierten Schweißanlage gefertigt. Hierfür musste die Schweißanlage um eine geeignete Bahnsteuerung ergänzt werden. Die mehrachsige Bahnsteuerung SM – Elektronik SM 400 besteht aus vier Verstärkereinheiten zur Ansteuerung der Bautz-Gleichstromservomotoren der Manipulatoreinheit.<sup>18</sup> Der 7-Zoll-LCD-Bildschirm dient zur Menüsteuerung und zur Ausgabe des Programms zur Ansteuerung der Manipulatoren für die Achsenbewegung. Das Programm wird über das Tastenfeld direkt am Gerät geschrieben. Die Kommandosequenz-Interpretation erfolgt über RS232-Schnittstellen. Die Programmverwaltung erfolgt über eine interne Speicherkarte (32 kB bis 256 kB).

---

<sup>18</sup> In Anhang B , Bild B.3 ist das Bedienelement des Gerätes mit Bildschirm zu sehen

Das Gerät verfügt generell über eine Bahnsteuerung zur Ansteuerung von Leistungsverstärkern für 4- oder 8-Schritt- oder Servomotoren. Der Achsantrieb der Bahnsteuerung erfolgt mit Linear-, Zirkular- und Helix-Interpolation, sowie über elektrische Wellen und Positionszähler.

Folgende projektspezifische Ergänzungen der Schweißanlage und Bahnsteuerung wurden zum Grundgerät ergänzt: Für die Fahrbewegungen des Schweißbrenners als automatisierte WIG-Anlage war es erforderlich die Bahnsteuerung auf die Gegebenheiten am Schweiß Tisch exakt anzupassen. Durch eine eigenkonstruierte X-Y-Z-A Manipulatoreinheit<sup>19</sup> ist es damit möglich mit dem Schweißbrenner der WIG-Anlage die Schweißbahnen über dem Werkstück abzufahren. Wobei x-y-z das Koordinatensystem zum Fahren des Brenners beschreiben und A die Drehachse des Brenners senkrecht zur Schweißrichtung – um sich den Änderungen der Lagen beim Schweißen genau anpassen zu können.

Zum Zuführen des Schweißzusatzwerkstoffes (SZW) wurde die WIG-Schweißanlage mit einem Kaltdrahtvorschubgerät KD 4010 der Firma Fronius aufgerüstet. In Bild 3.2 ist der Schweißplatz zu sehen. Auf dem Schweiß Tisch ist deren Brenner mit Bahnsteuerung über einer Schweißplatte positioniert. Rechts neben dem Schweißplatz ist die WIG-Anlage mit Drahtvorschubsystem und Schutzgas zu sehen (vgl. Anhang B und Folgende). Hier wird der Schweißzusatzwerkstoff (SZW) von einer Korbringspule gespult und permanent dem Schweißprozess zugeführt. Die Vorschubgeschwindigkeit ist am Gerät justierbar. In Kombination der Vorschubeinheit mit der Bahnsteuerung SM 400 und einer leistungsfähigen Rechneanlage konnte so eine automatisierte Schweißanlage aufgebaut werden. Trotz der sehr präzisen Bahnsteuerung ist es noch immer erforderlich die Justierung des Brenners für jede neue Schweißraupe manuell durchzuführen. Die Raupe wird im Anschluss selbstständig von der Automation abgefahren, wobei kontinuierlich Schweißzusatzwerkstoff über das Drahtvorschubsystem zugeführt wird.

---

<sup>19</sup> X-Y-Z sind die drei Raumrichtungen , A steht für den Winkeldrehgeber um eine Rotation des Brenners zu ermöglichen.



**Bild 3.2** Aufbau Schweißplatz

Zur Herstellung der abschließenden Testkörperschweißungen wurde diese WIG-Schweißanlage (aufbauend auf einer Fronius Magic Wave 2600) im Labor errichtet. Diese verfügt nun neben einem integrierten Drahtzufuhrsystem und einer Steuereinheit für verschiedene Lichtbogen-Betriebsmoden auch über eine mehrachsige Bahnsteuerung sowie Kanäle zur Temperaturerfassung und Steuereinheiten zur Parametermanipulation (z. B. Elektromagnet-Ansteuerung).

## 3.2 Der Grundwerkstoff 1.4432

Das Einsatzgebiet des hier verwendeten austenitischen Werkstoffes sind u. a. korrosive Umgebungsbedingungen und/ oder erhöhte Einsatztemperaturen. Die wichtigsten Gefügeeigenschaften der hochlegierten austenitischen Cr-Ni-Stähle wurden im Kapitel 2.1 beschrieben.

In der Tabelle 3.1 ist die chemische Analyse des verwendeten Grundwerkstoffes aufgeführt. Die Analyse des Materials wurde durch Spektralanalyse bestimmt. Der Vergleich dieser Werkstoffzusammensetzung mit den Werkstoffdatenblättern



zeigt, dass es sich um den Werkstoff 1.4432 handelt. Dieser entspricht der EN-Werkstoff Bezeichnung X2CrNiMo17-12-3 und wird im Amerikanischen nach ASTM-Standard als 316L bezeichnet. Es ist ein typischer im Kraftwerksbau eingesetzter Werkstoff, der in zahlreichen Schweißverbindungen gefunden werden kann. Somit kann bei den Versuchen von einem für die Praxis repräsentativen Material gesprochen werden.

Tabelle 3.1: Grundwerkstoff chemische Zusammensetzung [Gewicht%]

<b>C</b>	<b>Cr</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Mo</b>
0,020	17,46	0,34	1,73	0,024	0,007	2,787
<b>Al</b>	<b>Co</b>	<b>Cu</b>	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>W</b>	
<0,001	0,101	0,130	0,012	0,005	0,024	
<b>Ni</b>	<b>Sn</b>	<b>As</b>	<b>Zr</b>	<b>Ce</b>	<b>Ta</b>	<b>B</b>
11,82	0,009	0,005	-	-	<0,001	0,001
<b>Pb</b>	<b>Zn</b>	<b>N</b>	<b>Fe</b>			
0,001	-	0,084	Rest			

Aus Werkstoffdatenblättern lassen sich folgende in Tabelle 3.2 dargestellte mechanischen Kennwerte für diesen Werkstoff entnehmen:

Tabelle 3.2: Werkstoffkennwerte Grundwerkstoff

Streckgrenze $R_{p0,2}$ [N/mm ]	$\geq 240$
Zugfestigkeit $R_m$ [N/mm ]	550 - 700
Dehnung $A$ ( $L_0 = 5d_0$ ) [%]	$> 40$
Kerbschlagarbeit ISO-V [KV J]	150 - 200

### 3.3 Schweißzusatzwerkstoff Böhler SAS4-IG

Für das Schweißen beim Gasschmelzschweißverfahren (wie es WIG ist) werden Schweißzusatzwerkstoffe verwendet um die miteinander zu fügenden Grundwerkstoffbereiche zu verbinden. Der SZW ist den physikalischen Eigenschaften der Grundwerkstoffe gleich zu stellen oder höherwertiger zu verwenden. Der Schweißzusatzwerkstoff ist so zu wählen, dass die Schweißnaht der höherfeste und korrosionsbeständigere Bereich des Bauteils bzw. der Komponente ist. Die Verbindungsnaht muss also in den mechanischen und chemischen Eigenschaften den

Grundwerkstoffen übereinstimmen. Das heißt, dass bei den hier verwendeten korrosionsbeständigen Edelstählen die Verbindungsnaht zwingend als korrosionsbeständig zu wählen ist. Insbesondere gegen interkristalline Korrosion bzw. Kornzerfall, vgl. [Wen98]. Die Elemente Cr, Ni und Mo kennzeichnen die Korrosionsbeständigkeit. Geringe Kohlenstoffgehalte mit  $C \leq 0,07\%$  oder der starke Carbiddbildner (z. B. Nb (Ti, Ta ungeeigneter da zu starkem Abbrennen neigend)) setzen die Wahrscheinlichkeit für Kornzerfall herab.

Die austenitischen Schweißzusatzwerkstoffe werden zum Schweißen von ferritischen und austenitischen Stählen eingesetzt, weil sie sich durch das gleichzeitige Vorliegen zweier wichtiger Eigenschaften auszeichnen: die sehr gute Zähigkeit und die hohe Festigkeit. Bei dem hier verwendeten Zusatzwerkstoff SAS 4-IG handelt es sich um einen WIG-Schweißstab der sich durch ein breites Anwendungsspektrum beim Verschweißen von gleichartigen Stählen und ferritischen Chromstählen mit 13%Cr-Anteil auszeichnet. Durch das Legierungselement Molybdän Mo ist dieser SZW auch für Anwendungen in chloridhaltigen Medien geeignet. Weiterhin zeichnet sich der SAS 4-IG durch ein sehr gutes Schweiß- und Fließverhalten sowie durch eine hohe Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion bei bis zu 400°C aus. Als Schutzgas wird reines Argon empfohlen. Verschweißt wird dieser SZW im Gleichstrommodus mit negativer Elektrodenpolung, vgl. [Böh08]:

Die Zusammensetzung des SAS 4-IG wird in [Böh08] wie in Tabelle 3.3 angegeben:

Tabelle 3.3: Zusammensetzung des SZW

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb
[Gew%]	0,035	0,45	1,7	19,5	11,4	2,7	+

Wird das reine Schweißgut im unbehandelten Zustand und unter Argon Schutzatmosphäre verschweißt, ergeben sich die in Tabelle 3.4 gezeigten mechanischen Eigenschaften, die denen des verwendeten Grundwerkstoffs angepasst sind:

Tabelle 3.4: mechanische Kennwerte für den SZW

Streckgrenze Re [N/mm ]	520	≥400 [MPa]
Zugfestigkeit Rm [N/mm ]	700	≥600 [MPa]
Dehnung A (L0 = 5d0) [%]	35	
Kerbschlagarbeit ISO-V [KV J] (+20°C)	120	

### 3.4 Umsetzung der Beeinflussungsparameter

Als Grundlage für den Aufbau der projektspezifischen Schweißanlage wurde eine ausführliche Literaturstudie (vgl. Kapitel 2.10 und folgende) durchgeführt sowie die langjährigen Erfahrungen an der MPA Stuttgart mit einbezogen. Ziel dieser Recherche war es, diejenigen Parameter zu identifizieren, die die Erstarrung des Schweißgutes während des Schweißprozesses merklich beeinflussen. Ziel der Parametervariation ist es dann, ein möglichst feinkörniges und wenig texturiertes Gefüge zu erzeugen, mit der Motivation, dass die Ultraschallwellen weniger mit dem Gefüge in Wechselwirkung treten können. In der gesichteten Literatur wurden verhältnismäßig wenig Experimente identifiziert, die sich mit Austenit als Werkstoff und dem Schweißprozess als Ausgangspunkt für die Erstarrung befassen. Es wurde daher versucht Methoden der Kornfeinung von anderen Systemen (z. B. Aluminiumschmelzen in großvolumigen Schmelztiegeln) auf das hier vorliegende System *Austenitischer Werkstoff im Schmelzbad des WIG-Schweißprozesses* zu übertragen. Ein großer Unterschied zu den in der Literatur identifizierten Experimenten ist, dass es sich bei dem Schmelzbad um ein sehr kleines Volumen handelt, verglichen mit dem Volumen beim Stranggießen oder von Laborschmelzen in großen Tiegeln. Auch ist die Wechselwirkung des Schweißprozesses mit den Beeinflussungsparametern selbst, insbesondere mit Magnetfeldern oder elektrischen Strömen nicht zu vernachlässigen.

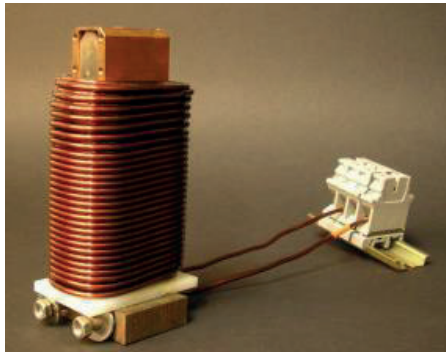
In den folgenden Abschnitten werden die einzelnen Parameter erläutert, die auf Grundlage der Literaturstudie zur Beeinflussung der Schweißung ausgewählt wurden.

#### 3.4.1 Elektromagnet und gepulste Magnetfelder

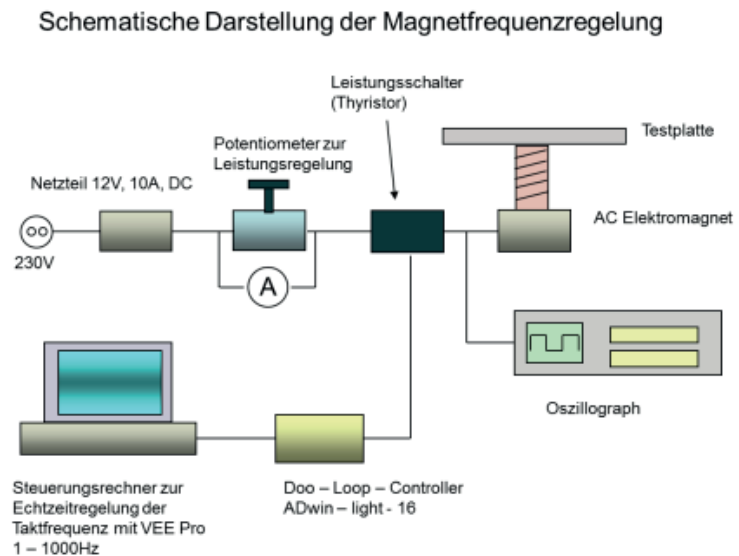
In Kapitel 2.10.1 wurden Magnetfelder als erfolgreich beschrieben, um bei der Erstarrung ein feines Korn zu erzeugen. Deswegen wurde versucht, diesen Ansatz auf das System Schweißnaht zu übertragen.

Zur Beeinflussung der Schmelze beim Erstarren wurde ein Elektromagnet (siehe Bild 3.3 a)) an der Bahnsteuerung montiert, sodass dieser unter der Schweißung bzw. dem Werkstück parallel zum Schweißbrenner mitgeführt werden kann. Bei diesem Elektromagnet handelt es sich um einen geschichteten ferromagnetischen Kern (Abmaß L/B/H; 50 x 30 x 100 mm) umwickelt mit Kupferdraht, Durchmesser ( $d$ ) = 5 mm in zwei- bis dreilagiger Wicklung (Windungszahl ( $n$ ) = 30). Die Ansteuerung erfolgt über ein für das Projekt entwickeltes System aus regulierbarer

Strom- und Spannungsquelle. Ergänzend wurde ein Programm (in VEEPro) geschrieben, das die Frequenz für die Ansteuerung des Elektromagneten über den Projekt-Messrechner bedienen lässt (f-Bereich von 1-100 Hz). Gleichzeitig erfolgt auch eine Dokumentation auf dem Steuerrechner- Bildschirm. Durch die regulierbare Frequenz können getaktete Magnetfelder erzeugt werden, wobei hier Strom und Spannung getrennt werden. Eine Prinzipskizze der Schaltung ist in Bild 3.3 b) zu sehen.



a)



**Bild 3.3** a) Elektromagnet zur magnetischen Beeinflussung; b) Prinzipskizze zur Ansteuerung des Elektromagneten für den gepulsten Betrieb.

Das Arbeiten mit Magnetfeldern (insbesondere Wechselfelder) stellte die Methode mit den größten Änderungen im Gefüge dar (siehe Kapitel 2.10). Deshalb wurde der Einfluss dieses Parameters auf das austenitische Gefüge beim Schweißen als erstes untersucht. Hierfür wurde dieser *Elektromagnet* konzipiert. Der DC-Elektromagnet mit einer Flussdichte (B) bis zu 77 mT bei (I) = 10 A, (f) = 1-1000 Hz im Pulsbetrieb) wurde mit einem Luftspalt von 4 mm unter der Schweißnaht in Höhe des Schweißbrenners positioniert (siehe Bild 3.4). Der Pulsbetrieb wurde ausgewählt, weil es Hinweise auf starkes EMS in flüssigen Metallschmelzen durch rotierende oder wechselnde Magnetfelder gab. Der Elektromagnet wurde auf der Bahnsteuerung so montiert, dass er genau unter der Position des WIG-Brenners unterhalb der Wurzellage während der Schweißung mitgeführt werden kann.

**Bild 3.4** Detailaufnahme experimenteller Aufbau mit Elektromagnet, Schweißbrenner, Drahtzufuhr, Nahtgeometrie funkenerosiv hergestellt.



### 3.4.2 Permanentmagnet und statische Magnetfelder

Für statische starke Magnetfelder wurde ein Satz NdFeB-Magneten zur Schweißanlage ergänzt. Der vom Hersteller angegebene Kennwert für die Haftkraft beträgt 38 kg, nach Messung entspricht dies etwa einer Feldstärke von  $(H) = 200 \text{ A/cm}$  (Flussdichte  $(B) = 25 \text{ mT}$ ), Abmessungen  $(B/H; 35 \times 20 \text{ mm})$ , (siehe Bild 3.5). Die Feldstärke wurde mit einem Feldstärkemessgerät mit Tangential-Sonde bestimmt. Die Einsatztemperatur liegt bei max.  $(T) = 80^\circ\text{C}$ , sodass der Magnet durch ausreichend Abstand von der Wärmequelle zu schützen ist.

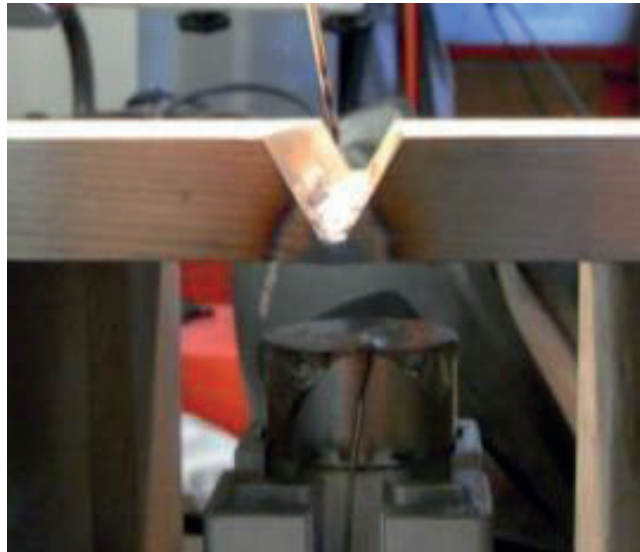
**Bild 3.5** NdFeB-Permanentmagnet Größenvergleich zu einer 1€-Münze.



Der Elektromagnet erreichte nur ein begrenztes Maß an magnetischer Feldstärke, aufgrund der begrenzten Leistungszufuhr. Erste Annahmen gingen jedoch davon aus, dass zum Erreichen eines deutlichen Effektes in der Schmelze mindestens  $(H) = 0,1 \text{ T}$  (100 mT) erforderlich sind. Für stärkere Magnetfelder wurden *Permanentmagneten* mit  $(H) = 0,5 \text{ T}$  ausgewählt. Aufgrund der deutlich erhöhten Feldstärke kam es zu starken Wechselwirkungen des Magnetfeldes und der fließenden Ströme beim Schweißprozess selbst. Es wurden die Grenzen der Schweißbarkeit erreicht. Durch Vergrößerung des Abstandes des Permanentmagneten vom Lichtbogen und durch Änderung der Orientierung (Flussrichtung der Feldlinien,

Magnetlängsachse vertikal orientiert) konnte der Einfluss auf die Stabilität des Lichtbogens minimiert werden. Der Abstand sollte jedoch klein bleiben, um die erforderliche Feldstärke um  $(H) = 0,1 \text{ T}$  im Schmelzbad zu erreichen (siehe Bild 3.6). Ein Abstand von 20 mm zwischen Magnet und Schweißnahtunterseite (erodierte Wurzelgeometrie) erwies sich als praktikabel. Der Permanentmagnet wurde an gleicher Position wie der Elektromagnet angebracht, über die Bahnsteuerung war das Nachführen unter dem Schweißbrenner möglich.

**Bild 3.6** Anordnung des Permanentmagnetes unter der Schweißnahtunterseite (Luftspalt 20 mm), die Nachführung erfolgte mit der Bahnsteuerung parallel zum Schweißbrenner. Auf dem Magnet wurde zur Überwachung der Temperatur ein Thermoelement appliziert. Des Weiteren ist die erodierte Nahtgeometrie mit dem Verbindungssteg (3 mm) deutlich zu erkennen.



#### 3.4.3 WIG-Pulsbetrieb

Über die Steuerung des Schweißprozesses durch den Pulsbetrieb wird ein verändertes Erstarrungsverhalten aufgrund des reduzierten Energieeintrages (Wärme) im Pulsbetrieb angenommen. Während des Prozesses wird der Strom in einer Rechteckfunktion gefahren, wobei Ober- und Unterstrom sowie die Haltezeiten variabel über den Pulsfernregler justierbar sind. Der Pulsfernregler Fronius TR 50 MC (vgl. Bild B.2 im Anhang B ) dient dabei zur Steuerung der Impulse. Die Grundlagen zum Pulsbetrieb beim Schweißen sind im Anhang A.2 beschrieben.

#### 3.4.4 Kombination der Parameter: gepulster Elektromagnet und WIG-Pulsbetrieb

Durch das gleichzeitige Wirken zweier Einflussparameter auf das Schmelzbad besteht die Möglichkeit einen deutlich größeren Effekt bei der Gefügebeeinflussung zu erreichen als durch die einzelnen Parameter. Es wird von einer verstärkenden

Überlagerung der Magnetfeldrührung und des reduzierten Wärmeeintrags ausgegangen. Hierfür wird der Elektromagnet unter dem Schmelzbad nachgeführt, während der WIG-Brenner gleichzeitig im Pulsmodus arbeitet.

#### **3.4.5 Temperaturführung: unterschiedliche Zwischenlagen-Temperatur**

Die Temperaturführung spielt beim Erstarrungsprozess und bei gerichtetem Kornwachstum eine entscheidende Rolle. Bei einem minimalen Wärmeeintrag wird angenommen, dass dem Korn nicht genügend Energie für grobes Wachstum zur Verfügung steht. Entsprechend wird bei überhöhter Temperaturführung von stark vergrößertem Korn und Wachstum durch mehrere Schweißlagen hindurch ausgegangen. Zur Untersuchung dieses Sachverhaltes wurden Schweißungen mit verschiedenen Zwischenlagen-Temperaturen durchgeführt: von Raumtemperatur bis zur dem für den Werkstoff noch zulässigen höchsten Temperaturen.

#### **3.4.6 Mechanische Beeinflussung während des Schweißens: Vibrationen durch einen Shaker**

Der in der Literatur beschriebene Effekt von Vibrationen auf das Erstarrungsverhalten wurde auch auf die hier vorliegende Studie übertragen. Hierzu wurde die zu schweißende Grundwerkstoffplatte mit entsprechender Nahtvorbereitung auf einem Shaker platziert (siehe Bild 3.7 a)). Der Shaker ist ursprünglich für die Schwingprüfung von Großbauteilen an der MPA Universität Stuttgart gedacht und wurde für die Schweißexperimente umgebaut. Für die schweißende Person wurde eine vibrationsdämpfende Unterlage angebracht, um ihn vom Vibrationsprozess zu entkoppeln. Die WIG-Ausrüstung wurde zur Anlage ergänzt (siehe Bild 3.7 b)). Für die Dauer dieser Experimente wurde das Schweißequipment in das Shaker-Labor umgelagert.



**Bild 3.7** Versuchsaufbau Shaker a) Grundwerkstoffplatte mit erodierter Nahtvorbereitung, festgespannt; b) eingerichteter Schweißplatz mit Schutzgasversorgung und (rechts), Rechneinheit zur Ansteuerung des Shakers (links).

### 3.4.7 Mechanische Beeinflussung nach der Erstarrung: Meißeln durch einem Pressluftmeißel

Ein weiterer Versuch zur Feinung von stängeligen Körnern war die mechanische Bearbeitung des Gefüges nach dem Erstarren. Für diese Versuche wurde nach jeder geschweißten Raupe ein Pressluftmeißel mit definierter Geometrie (runder Meißel) und Frequenz (30 Hz) über die erstarrte Naht bei einer Oberflächentemperatur von  $(T) = 100^{\circ}\text{C}$  geführt (siehe Bild 3.8). Ein weiterer zu erwartender Effekt ist die Reduzierung von Schweißbeigenspannungen durch diese Art der mechanischen Bearbeitung.



**Bild 3.8** Pressluftmeißel zur mechanischen Bearbeitung a) Übersicht, Meißellänge ca. 27 cm; b) Anordnung des Meißels in der Schweißnaht (vorerodierte V-Naht)



# 4 Durchführung und Charakterisierung

## 4.1 Vorversuche

Erste einfache Versuche wurden auf dickwandigen 40mm dicken austenitischen Platten durchgeführt. Hier wurden lediglich einlagige Auftragsschweißungen ausgeführt, um einen Effekt verschieden orientierter Magnetfelder zu erkennen und die Umsetzung in späteren Mehrlagenschweißungen abzuschätzen. Die Einlagenschweißungen wurden metallografisch untersucht und durch Makroschliffe dokumentiert.

Für die ersten Schweißversuche mit Plattenwerkstoffen von 16 mm Wanddicke, wurde die Lage Null jeweils durch eine Wurzelschweißung per Hand realisiert. Dabei wurde mit einer Badsicherung aus reinem Argon gearbeitet. Argon dient zur Verhinderung der Oxidation der Wurzelraupe beim Schweißen. Zusätzlich wurde die Wurzellage durch eine Schweißwanne aus hochtemperaturbeständigem Klebeband vor Oxidation auf der Unterseite geschützt, indem die Wanne zusätzlich mit Schutzgas durchströmt wurde. Die Durchströmung hat weiterhin eine temperaturabführende und formstabilisierende Wirkung auf die Wurzellage. Alle Schweißungen, bis auf die Vorversuche, sind als Stumpfnahtschweißungen in Wannenlage (PA) angefertigt.

Im späteren Verlauf der Beeinflussungsexperimente stellte sich heraus, dass die Wirkung der Schweißnahtwurzel auf die Ausbildung der Stängelkristallite einen Einfluss hat. Um diesen Faktor auszuschalten, wurde ein Großteil der nachfolgenden Schweißungen an Plattenwerkstoffen durchgeführt, die ohne Wurzelschweißung auskommen. Die Nahtgeometrie wurde in eine Werkstoffplatte erodiert. Die Schweißversuche starten mit der Lage 1 und der Raupe 1.

Für alle hier beschriebenen Testschweißungen wurde das WIG-Schweißverfahren gewählt. Teilweise wurden die Schweißungen per Hand, teilweise mit der automatisierten WIG-Schweißanlage durchgeführt. Alle manuellen Schweißungen wurden von der gleichen schweißenden Person durchgeführt, um den Einflussfaktor Mensch so gering wie möglich zu halten. Natürlich fließen hier nicht messbare Faktoren zum Zustand der schweißenden Person mit ein, wie z. B. körperliche

Fitness, Motivation, Müdigkeit, Stress. Diese Faktoren werden in der vorliegende Arbeit als konstant angenommen, da nur eine Person die Schweißarbeiten durchgeführt hat.

Eine Übersicht aller Schweißnähte und der dazugehörigen Parameter ist in Anhang F zu finden.

## **4.2 Fertigungsschritte für Schweißungen und Testkörper**

Für jede Testschweißung wurde nach denselben chronologischen Herstellungsschritten verfahren:

- Herstellen der Testplatten in der Werkstatt mit Nahtvorbereitung durch Erodieren bzw. durch Erodieren der Nahtgeometrie in die Platte.
- Schweißen der Testnaht mit entsprechendem Beeinflussungsparameter.
- Bearbeiten der Testnaht in der Werkstatt zur Herstellung eines Testkörpers für die Ultraschallprüfung.
- Präparation eines Nahtabschnittes für den metallografischen Makroschliff.
- Metallografie durch Ätzung des Nahtschliffes und Makroaufnahme der Ätzung.
- Einbringen des Testreflektors für die Ultraschallprüfung (Bohrung).
- Mechanisierte Ultraschallprüfung am hergestellten Testkörper.

Zur Herstellung des optimierten Testkörpers wurden zu den aufgeführten Schritten folgende Bearbeitungsschritte ergänzt: Der Testkörper wurde mit einer größeren Schweißnahtlänge hergestellt. So wurde sichergestellt, dass nach der Herstellung des Testkörpers für die Ultraschallprüfung ausreichend Material für die Folgeuntersuchung zu Verfügung steht. Aus diesem Material wurden zusätzliche Proben in der Werkstatt für die zerstörenden Untersuchungen hergestellt. Anschließend erfolgten an diesen Prüflingen zerstörende Untersuchungen der Schweißverbindung durch Kerbschlag-, Biege- und Zugversuche.

## **4.3 Einlagenschweißungen mit einem Handmagnet**

Die ersten Schweißungen (SN 1 - SN 6) unter dem Einfluss eines Magnetfeldes wurden als einlagige Auftragsschweißungen auf Platten durchgeführt. Ein handelsüblicher Handmagnet für die Magnetpulverprüfung wurde dazu in verschiede-

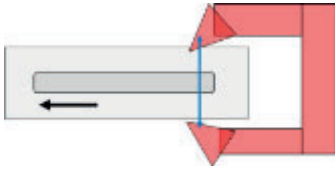
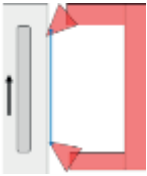
nen Orientierungen zur Schweißrichtung entlang der Plattenwerkstoffe positioniert (siehe Bild 4.1). Der Handmagnet arbeitet im Wechselstrom (AC). Die schweißende Person konnte beim WIG-Handschiessen unmittelbar auf die veränderten Bedingungen reagieren und die einlagigen Schweißungen entsprechend platzieren. Die Schweißnähte SN7 - SN12 wurden mit der automatisieren Anlage geschweißt.

**Bild 4.1** Anordnung des Handmagnets um die Einlagenschweißung auf einem Plattenwerkstoff für die Vorversuche.



Nach metallografischer Untersuchung wurde eine für die Gefügeänderung passende Anordnung des Handmagneten auf die konzipierte Schweißanlage übertragen und Auftragsschweißungen mit der Automation durchgeführt (SN 7 – SN 12), (siehe Tabelle 4.1). In Tabelle 4.1 sind die verschiedenen Anordnungen zu den Vorversuchen mit Handmagneten an Einlagenschweißnähten dargestellt.

Tabelle 4.1: Übersicht zu den Vorversuchen mit Handmagnet

Nahtnr.	Anordnung	Aufbau	Verfahren
SN 1		<ul style="list-style-type: none"> <li>• konstantes Feld</li> <li>• lokal fest</li> <li>• MF senkrecht Schweißrichtung</li> </ul>	WIG-Handschiessen
SN 2		<ul style="list-style-type: none"> <li>• konstantes Feld</li> <li>• lokal fest</li> <li>• Stirnseite parallel Schweißrichtung</li> </ul>	

#### 4 Durchführung und Charakterisierung

SN 3		<ul style="list-style-type: none"> <li>• gepulstes Feld</li> <li>• lokal fest</li> <li>• Stirnseite senkrecht Schweißrichtung</li> </ul>	
SN 4	Ohne Beeinflussung	-	
SN 5		<ul style="list-style-type: none"> <li>• Pulsdauer Magnetfeld: 1 Sekunde</li> <li>• lokal fest</li> <li>• MF senkrecht Schweißrichtung</li> <li>• 5a ohne Magnetfeld (lange Raupe)</li> </ul>	
SN 6		<ul style="list-style-type: none"> <li>• gepulstes Feld</li> <li>• lokal fest</li> <li>• Stirnseite parallel Schweißrichtung</li> </ul>	
SN 7		<ul style="list-style-type: none"> <li>• konstantes Feld</li> <li>• lokal fest</li> <li>• an Stirnseite Segment</li> <li>• SN liegen in unterschiedlichen MF-bereichen</li> </ul>	
SN 8			
SN 9			
SN 10			
SN 11		<ul style="list-style-type: none"> <li>• konstantes Feld</li> <li>• lokal fest</li> <li>• unter SN</li> </ul>	
SN 12		<ul style="list-style-type: none"> <li>• konstantes Feld</li> <li>• lokal fest</li> <li>• unter SN</li> </ul>	
MF: Magnetfeld, SN: Schweißnaht			

## 4.4 Mehrlagenschweißungen zur Testkörperherstellung

Der Abschnitt behandelt die Charakterisierung der Mehrlagenschweißungen, die zur Herstellung von Testkörpern erforderlich sind, um ausreichend Materialstärke für eine charakteristische Gefügeausbildung erzeugen zu können. Es wird beschrieben, wie die Testkörper aufgebaut sind und mit welchen Methoden unter Beeinflussung des Erstarrungsprozesses verschiedene makroskopische Gefügeunterschiede erzeugt wurden. Abschließend wird die metallografische Dokumentation aufgezeigt.

Die 16 mm starken Platten wurden in den ersten Versuchen noch über eine Wurzellage miteinander verbunden (siehe Bild 4.4). Später, wie bereits erläutert (siehe Kapitel 4.1) ohne Wurzellage geschweißt, da die Nahtgeometrie durch Funkenerosion<sup>20</sup> hergestellt wurde, d. h. die Wurzellage entfällt für diese Schweißungen (siehe Bild 4.5 und folgende). Die makroskopischen Aufnahmen zeigen einen Schnitt durch die Testschweißnaht senkrecht zur Schweißfortschrittsrichtung. Dies ist eine übliche Darstellung der Schweißnaht, um die Ausbildung des Gefüges und den Lagenaufbau abzubilden. Die betrachtende Person schaut so direkt nach der Ätzung auf den Lagenaufbau und die Schweißfuge. Das ausgeprägte Kornwachstum und die Kornorientierung sind weiterhin zu sehen. Eine Übersicht aller Schweißnähte und der dazugehörigen Parameter ist in Anhang F zu finden.

Zum Vergleich mit den Gefügen die unter Beeinflussung erstarrt wurden, ist es erforderlich eine Referenzschweißnaht ohne Beeinflussung heranziehen zu können. Die Schweißnaht SN 17 ist als diese Referenznaht hergestellt worden. Die Gefügeeigenschaften wird hier beschrieben (siehe Bild 4.3). Vergleichend gegenübergestellt wird die Schweißnaht Nr. MPA01 aus dem MPA-Testkörperbestand. Diese Naht wurde speziell so gefertigt, dass sich besonders stark ausgeprägte und orientierte Stängelkristallite entwickeln konnten. Sie stellt aufgrund der Gefügestruktur und den damit verbundenen Reflexionen den ungünstigsten Fall für eine Ultraschallprüfung dar. Die SN 17 wurde unter den Standardparametern geschweißt, die für das Schweißen von austenitischen Werkstoffen gegeben sind, (siehe Tabelle 4.2). Deswegen erscheinen die Stängelkristallite hier weniger stark ausgeprägt und zufällig orientiert, verglichen mit der Naht MPA01 (siehe Bild 4.2).

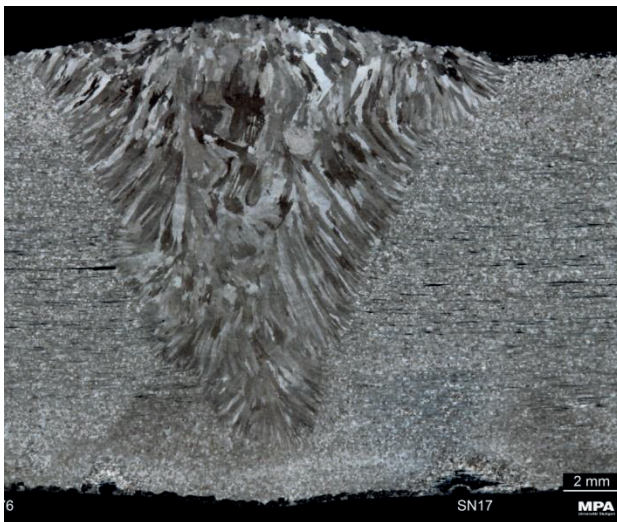
---

<sup>20</sup> kurz EDM von engl. electrical discharge machining

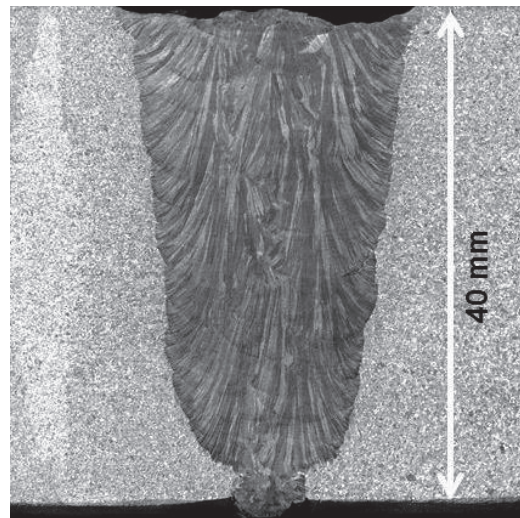
#### 4 Durchführung und Charakterisierung

Tabelle 4.2: Parameter zur Herstellung der SN 17

Parameter:	Ohne Beeinflussung
Schweißstrom	120 A
Schweißspannung	11 V
Verfahren	WIG-Handschiweißung
Raupen	16
Raupen	8
Wurzellage	Keine Wurzelschweißung, Wurzel wurde erodiert



**Bild 4.2** Makroschliff der SN 17 Referenznaht ohne Beeinflussung mit Standardparametern geschweißt.



**Bild 4.3** Vergleichsnaht mit Stängelstruktur, eine mit dem Fokus auf stark orientierte Stängelkristallite hergestellte austenitische Schweißnaht MPA01 [MPA Stuttgart].

Das Gefüge der SN 17 (siehe Bild 4.2) besteht aus einem unsteten Kornwachstum: Es sind feine Makrostrukturen an der Wurzel und grobe Strukturen in den darauf folgenden und oberen Bereichen der Naht zu finden. Innerhalb einer Schweißraupe unterscheiden sich die Orientierungen der groben Kristallite. Neigungswinkeldifferenzen von  $30^\circ$  oder mehr können innerhalb einer Raupe beobachtet werden. An Grenzflächen zu benachbarten Schweißraupen liegt der Orientierungswinkel bei ca.  $90^\circ$ . Die Stängelkristallite treten an der Grenzfläche insbesondere zum Grundwerkstoff, also an der Fusionslinie, in einem annähernd senkrechten Winkel zur Grenzfläche aus. Die Übergänge zwischen den einzelnen Raupen werden von hineinwachsenden Stängelkristalliten gebildet. Diese Stängelkristallite wachsen zu

Strukturen, die über mehrere Schweißlagen hindurch eine stabile Ausprägung bilden. Im Folgenden werden diese Strukturen als Hauptäste bezeichnet. Diese Ausbildungen können übereinstimmend mit den Untersuchungen von Baikie (1977) und Tomlinson (1980) als typisch für Schweißverbindungen von austenitischen Werkstoffen bezeichnet werden.

Zu sehen ist die Ausbildung von einigen Hauptästen, die sich durch die komplette Schweißstruktur hindurch ziehen. Die Anzahl der Hauptäste stimmt für die unbeeinflussten Schweißungen mit der Anzahl der Raupen in den oberen Lagen überein. In den unteren Bereichen der Naht sind weniger Raupen in einer Lage, deswegen sind hier auch weniger Hauptäste zu finden. Mit breiter werdender Schweißfuge werden auch mehr Raupen pro Lage eingebracht. Dies hat zur Folge, dass sich weitere Hauptäste ausbilden, bzw. die bestehenden Hauptäste aufgespalten werden, entsprechend der Anzahl an Schweißraupen in der Lage.

Diese Hauptäste entstehen durch epitaktisches Wachstum aus angrenzenden Körnern aus dem Grundwerkstoff. Ihr Wachstum erstreckt sich von der Wurzel zur Oberfläche unter mehr oder weniger starker Krümmung. Einige Körner beginnen an der Fusionslinie und wachsen ungehindert bis an die Oberfläche der Schweißnaht. Andere Körner beenden ihr Wachstum durch die Selektion einer bestimmten Vorzugsrichtung oder sie enden in einem Hauptast. Die Kornwachstumsrichtungen unterscheiden sich zwischen den Ästen aufgrund des Einflusses der angrenzenden Schweißraupen. Die Richtung der Stängelkristallite variiert von  $90^\circ$  an der Fusionslinie bis  $30^\circ$  im inneren Bereich der Naht. Der Winkel zwischen den Hauptästen ist annähernd  $30^\circ$ . Jeder Hauptast besitzt eine Mittellinie, die die Hauptwachstumsrichtung vorgibt. In Abhängigkeit der Richtung des maximalen Temperaturgradienten bilden sich Verzweigungen von den Hauptästen aus und eine dominierende Richtung bildet den Hauptast aus. D. h. die Nebenäste wachsen zu Hauptästen mit der bevorzugten Wachstumsrichtung heran.

Das Bild 4.3 zeigt die mit besonders stark orientierten zeiligen Kristalliten hergestellte austenitische Schweißnaht. Hier haben sich im Wesentlichen drei Hauptäste ausgebildet, der Anzahl der Raupen in den obersten Schweißlagen entsprechend. Ebenso zutreffend sind die zuvor getroffenen Aussagen, dass die Kristallite senkrecht zu den Schmelzlinien in der Fusionslinie orientiert sind.

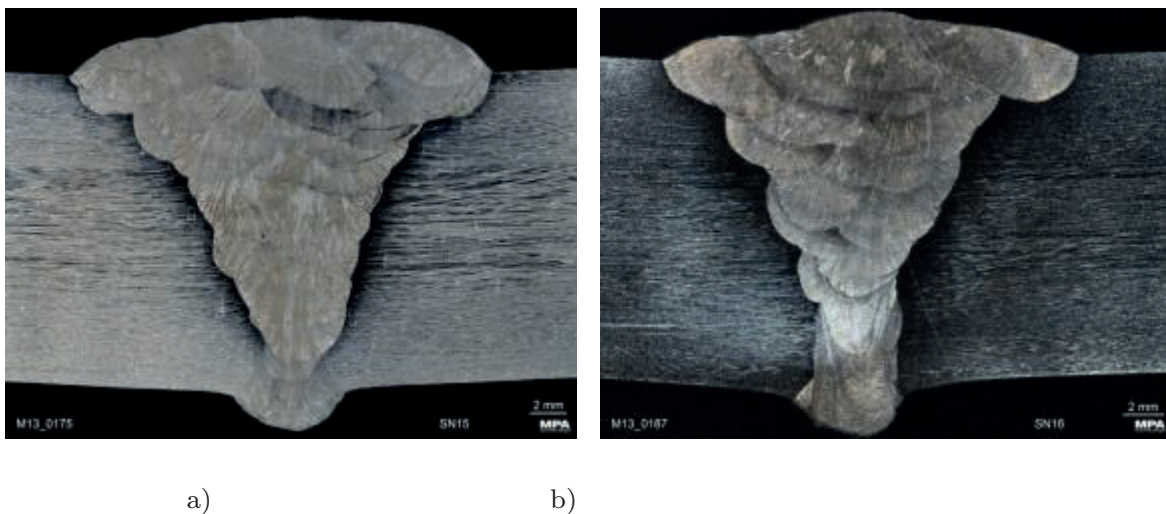
Ziel der hier beschriebenen Untersuchungen ist es, diese eben beschriebenen stark orientierten zeiligen Stängelkristallite zu reduzieren, um die mit der Streuung für den Ultraschall in Zusammenhang stehenden entscheidenden Grenzflächen für den Ultraschall zu minimieren. Aus der beschriebenen Literaturstudie geht hervor,

dass davon ausgegangen wird, dass eine feinere Kornstruktur der Schweißnaht den Ultraschall in der Ausbreitung weniger behindert. Ziel der Untersuchungen ist es, Schweißnähte aus austenitischem Stahl herzustellen, die Kornstrukturen besitzen, für die der Ultraschall weniger stark abgelenkt wird und die Fehlerbestimmung dadurch erheblich verbessert wird.

In den folgenden Abschnitten werden die einzelnen Testschweißungen anhand ihrer Makroaufnahmen vorgestellt und die Unterschiede im Gefüge zur unbeeinflussten Naht SN 17 beschrieben.

### 4.5 Beeinflussung durch einen Elektromagnet im Pulsbetrieb

Bei diesen Parameterschweißungen wurde der Elektromagnet unterhalb der Schweißnaht positioniert. Der Magnet wurde elektronisch angesteuert, sodass Versuche mit 500 Hz und 100 Hz (siehe Bild 4.4) Pulsfrequenz des Elektromagneten durchgeführt werden konnten.



**Bild 4.4** Schweißnähte unter Beeinflussung eines Elektromagneten geschweißt; a) SN 15 Magnetfeld gepulst mit 100 Hz; b) SN 16 Magnetfeld gepulst mit 500 Hz.

Wie in den Makroschliffen (siehe Bild 4.4) zu diesen Versuchen zu sehen ist, stellt sich in Abhängigkeit der aufgebrachten Magnetfeld-Frequenz eine stark unterschiedliche Schweißnahtausbildung dar. Die SN 15 ist bei vergleichsweise niedrigen Frequenzen erzeugt und zeigt einen symmetrischen Flankenverlauf und eine fein gegliederte Kornstruktur. Bei höheren Frequenzen, wie in SN 16 zu sehen,



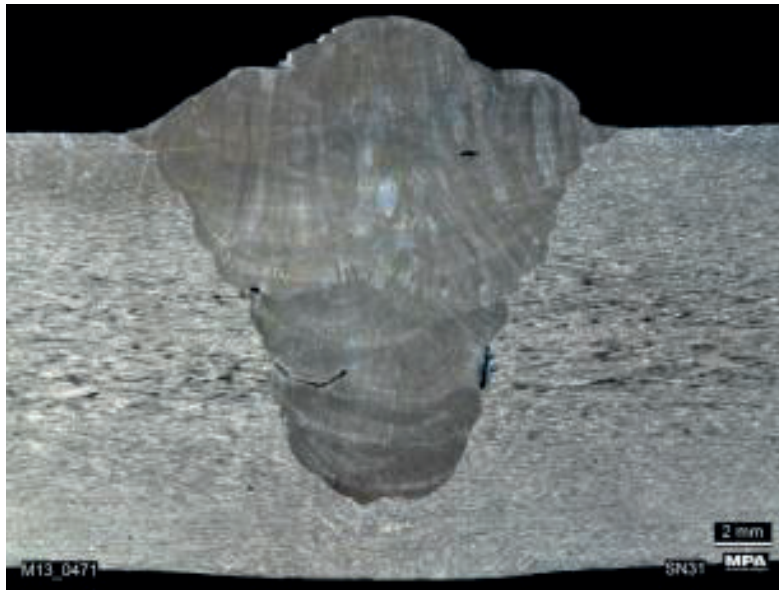
resultiert daraus eine ungleichmäßige Flankenausbildung. Der Verlauf der Kornstruktur ist im unteren Bereich stark abgelenkt, im oberen Bereich einer Vorzugsrichtung folgend.

## 4.6 Beeinflussung durch einen Permanentmagnet

Die stark erschwerten Bedingungen aufgrund der Beeinflussung des Lichtbogens durch das starke Magnetfeld führten zu Bindefehlern in der Schweißnaht (siehe Bild 4.5). Diese sind entstanden, weil eine stabile Schweißung unter dem Einfluss des Permanent-Magnetfeldes sehr schwierig war. Die Magnetfeldstärke ( $H$ ) = 80mT wurde für jede Raupe eingehalten (- 10 mT, +5 mT), indem der Abstand des Magneten zur Schweißnaht entsprechend angepasst wurde. Es konnte eine richtungsabhängige Schweißneigung des Permanent-Magnetfeldes festgestellt werden: je nachdem welcher Pol nahe der Schweißnaht war, lief der Schweißprozess stabiler oder sehr unruhig ab, mit hoher Wahrscheinlichkeit des Auflegierens der WIG-Elektrode oder grober Schweißspritzer. Ein zusätzliches Pulsen des WIG-Brenners konnte den Prozess etwas stabilisieren. Die WIG-Pulsung wurde für die SN 31 jedoch nicht verwendet, um den Einfluss eines weiteren Parameters auszuklammern.

Schweißungen mit der Anordnung Längsachse des Permanentmagneten quer zur Schweißrichtung, waren nicht möglich. Der Lichtbogen des WIG-Brenners wurde um  $90^\circ$  abgelenkt (in Richtung Nahtflanke), sodass ein Aufschmelzen in der Schweißraupenlage nicht möglich war.

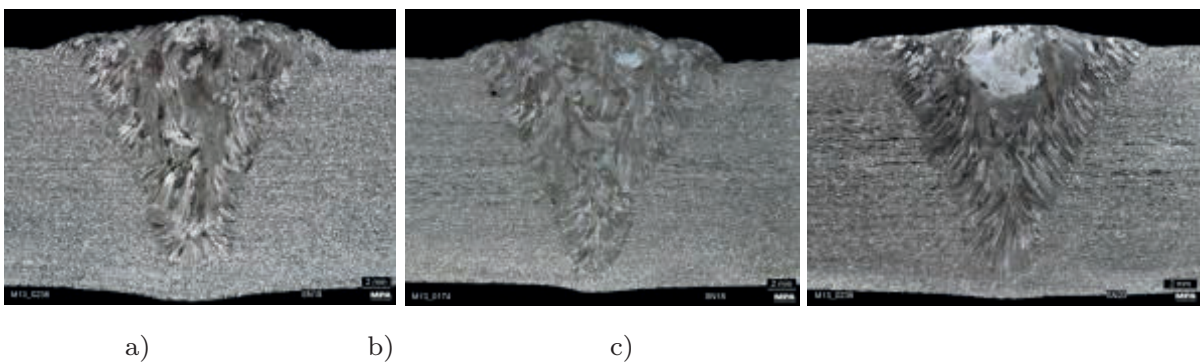
Bei gleicher Nahtgeometrie wirkt diese Schweißnaht im Querschliff sehr kompakt und gedrungen.



**Bild 4.5** Schweißnaht SN 31 unter dem Einfluss eines Permanentmagneten ( $H = 80\text{mT}$  in der Naht) geschweißt, Schweißfehler durch erschwerte Schweißbedingungen aufgrund des starken Magnetfelds entstanden.

## 4.7 Beeinflussung durch den gepulsten WIG-Lichtbogenbetrieb

Zur Untersuchung dieses Effektes auf die Ausbildung der Kornstruktur in der Schweißnaht wurden Versuche mit 500 Hz, 100 Hz und 50 Hz Lichtbogen-Pulsfrequenz durchgeführt (siehe Bild 4.6).



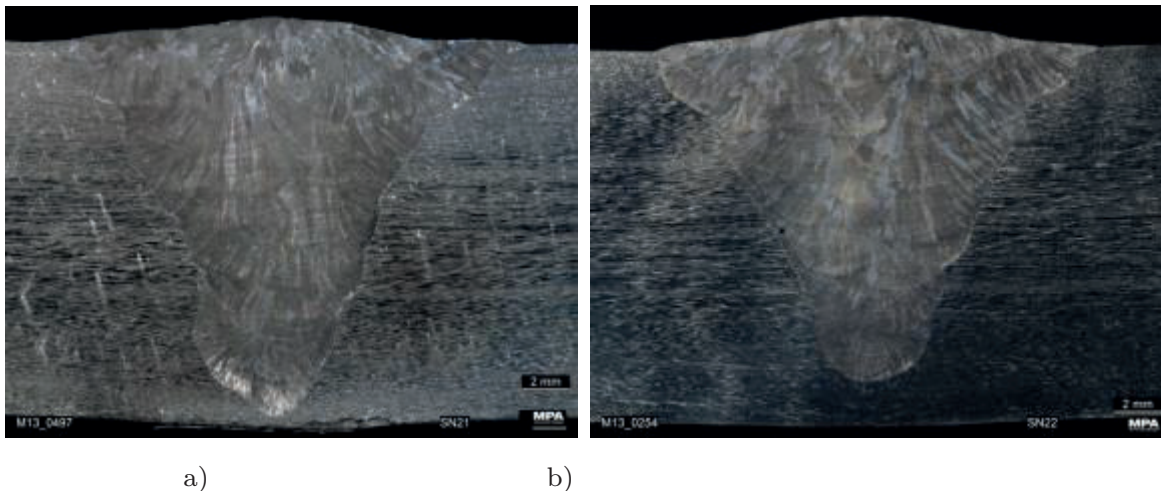
**Bild 4.6** Schweißnähte mit gepulstem WIG-Lichtbogen geschweißt; a) SN 19: 50 Hz; b) SN 18: 100 Hz; c) SN 20: 500 Hz.

Bild 4.6 zeigt, wie sich für verschieden Lichtbogen-Pulsfrequenzen sehr unterschiedliche stark ausgeprägte Gefügestrukturen in der Schweißnaht ergeben. Bei niedrigen Frequenzen (siehe Bild 4.6 a)), ist die Struktur sehr wechselhaft und von einem Band in der Mitte der Schweißnaht durchzogen. Steigt die Frequenz

des Lichtbogenpulses, ordnet sich die Kornstruktur mehr aus, das Band in der Mitte löst sich auf und eine stark abgelenkte Orientierung, verglichen zu den Körnern an der Flanke, bildet sich aus. Bei hohen Frequenzen herrscht eine stark orientierte Kornstruktur vor (siehe Bild 4.6 c)). Diese durchzieht mehrere Schweißlagen. Im mittleren Decklagenbereich findet sich eine Anhäufung mit abweichender Orientierung dazu.

#### 4.8 Versuche bei unterschiedlichen Zwischenlagen-Temperaturen $T_{ip}$

Um den Einfluss verschiedener Temperaturführungen auf das Kornwachstum darzustellen wurden Versuche mit der für den Werkstoff geforderten Zwischenlagen-Temperatur ( $T_{ip}$ ) = 150°C, vgl. [Böh08], [Sch97], stark überhöhter Zwischenlagen-Temperatur ( $T_{ip}$ ) = 210-245°C (siehe Bild 4.7) sowie bei  $T_{ip}$  = Raumtemperatur (RT) durchgeführt.



**Bild 4.7** Schweißnähte mit unterschiedlichen Zwischenlagen-Temperaturen; a) SN 21,  $T_{ip}$  = RT; b) SN 22,  $(T_{ip}) = 245^{\circ}\text{C}$ .

Die Gefüge der bei unterschiedlichen Zwischenlagen-Temperaturen geschweißten Nähte unterschieden sich optisch nicht sehr stark. Die Schweißung bei Raumtemperatur erscheint etwas regelloser, die Körner ändern ihre Orientierung von Schweißlage zu Schweißlage etwas. Der Decklagenbereich erscheint im Vergleich dazu feinkörnig. Für die Schweißung bei erhöhter Temperatur zeigt sich eine bevorzugte Orientierung der Körner, die durch mehrere Lagen hindurch fortgeführt wird. Ein vergleichsweise feinkörniger Bereich in der Decklage ist nicht in einer so starken Ausprägung zu erkennen.

## 4.9 Beeinflussung durch mechanische Vibrationen beim Schweißen (Shaker)

Während des Schweißens wurden die Vibrationen mit der Frequenz ( $f$ ) = 100 Hz und der Amplitude ( $A$ ) = 0,5 mm direkt auf das Schmelzbad übertragen. Es konnte sofort eine veränderte Erstarrung der Schweißraupen beobachtet werden. Es entstand eine ausgeprägte Schuppung der Decklage, dies ist für Decklagenstrukturen unüblich. Es lässt auf einen verstärkten Abkühlungseffekt durch den modifizierten Schweißprozess schließen. Die makroskopische Aufnahme zeigt Bild 4.8 a).



a)



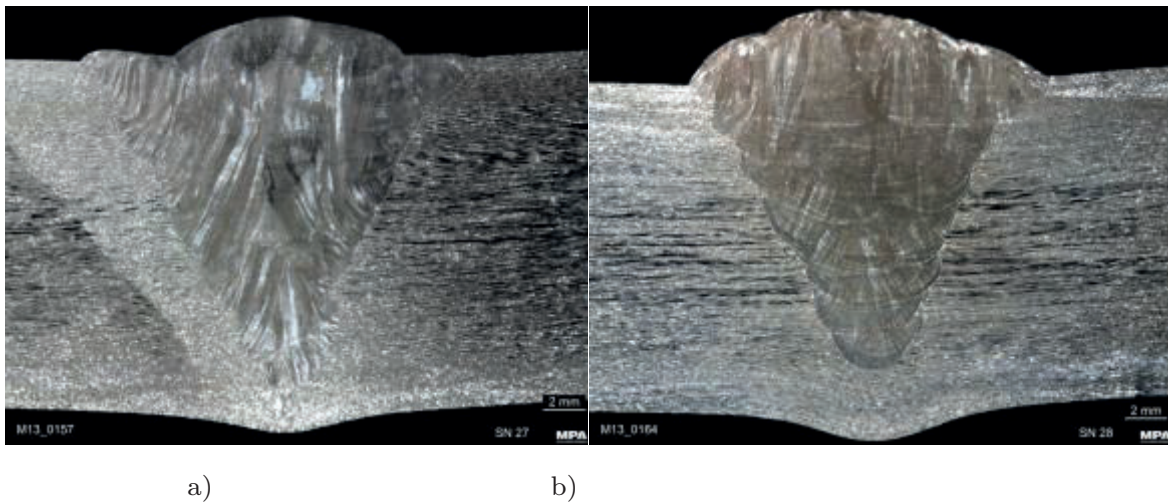
b)

**Bild 4.8** Shaker-Schweißung unter mechanischen Vibrationen während der Erstarrung, induziert durch einen Shaker ( $f$ ) = 100 Hz, Amplitude ( $A$ ) = 0,5 mm; a) Decklagen der Shaker-Schweißung zeigen ausgeprägte Schuppenstrukturen; b) Gefüge SN 25.

Bild 4.8 b) zeigt das Gefüge für die Shaker-Schweißung. Es ist zu erkennen, dass sich die Orientierung der Körner in den einzelnen Schichten voneinander unterscheidet. Der untere und mittlere Bereich der Naht erscheint zellig, der obere Bereich zeigt feine Körner regelloser Orientierung.

## 4.10 Beeinflussung durch die kombinierten Parameter E-Magnet und WIG -Pulsbetrieb

Um den Effekt auf die Ausbildungen des veränderten Gefüges zu verstärken, wurden die Parameter WIG-Lichtbogenpuls und gepulster Elektromagnet kombiniert. Die Schlibbilder der resultierenden Schweißnähte für 100 Hz WIG-Puls kombiniert mit 100 Hz Elektromagnet-Puls bzw. 100 Hz WIG-Puls kombiniert mit 55 Hz Elektromagnet-Puls sind in Bild 4.9 dargestellt.



**Bild 4.9** Kombinierte Beeinflussungsparameter: a) SN 27, 100 Hz WIG-Puls + 100 Hz E-Magnet-Puls; b) SN 28, 100 Hz WIG-Puls + 55 Hz E-Magnet-Puls.

Für die Kombination aus WIG-Puls und Elektromagnet-Pulsung (siehe Bild 4.9) ergeben sich für die Variante 100/ 100 Hz grob ausgeprägte Körner mit starker Vorzugsrichtung in Richtung Decklage, die sich über mehrere Lagen erstrecken. Die Körner im mittleren Bereich der Naht stehen nahezu senkrecht zur Oberfläche. Bei dieser Variante wurde ein Schweißfehler in der Mitte der Naht erzeugt. Für die Variante 100/ 55 Hz ergibt sich eine feinere Struktur. Die Körner sind nicht so stark grob ausgebildet. Das Wachstum der Körner ist durch die einzelnen Lagen unterbrochen.

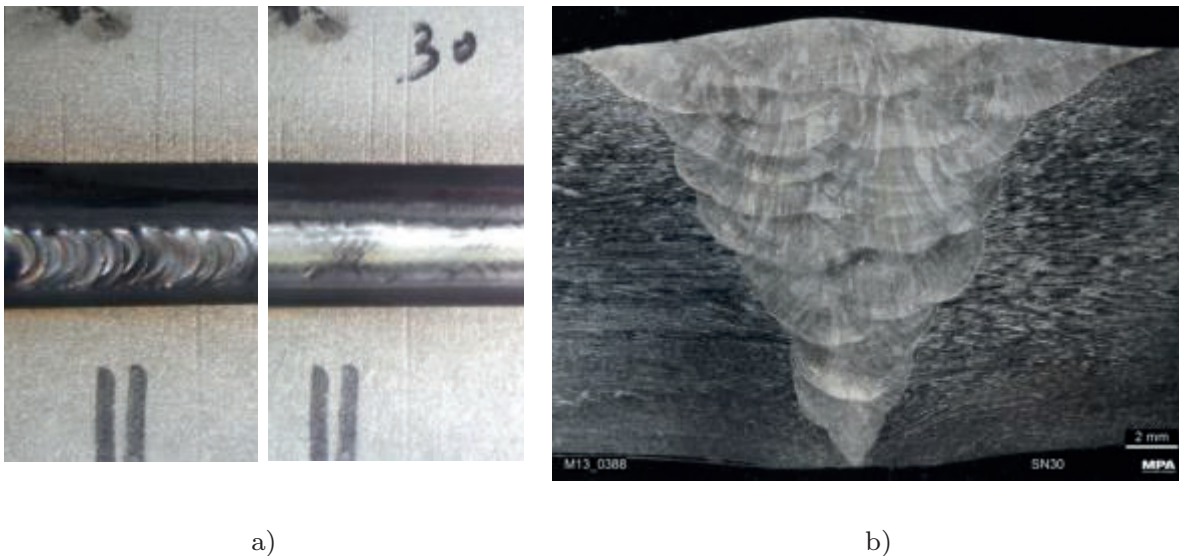
#### 4.11 Beeinflussung durch mechanische Bearbeitung der erstarrten Schweißraupen

Diese Schweißnaht wurde ohne beeinflussende Parameter während des Schweißens hergestellt. Die Beeinflussung erfolgte hier, indem nach dem Erstarren und kurzem Abkühlen einer jeden Raupe diese mit einem Presslufthammer (runde Meiselgeometrie) mechanisch stark bearbeitet wurde.

Die beim Schweißen entstehenden typischen Eigenspannungen konnten bei diesem Verfahren sehr stark reduziert werden: nach dem Trennen der Testplatte vom Schweißstisch gab es keinen Verzug der Platte. Bei vielen andern Schweißungen stellte dieser Effekt in der Testkörperherstellung einen störenden Effekt dar. Teilweise mussten die Testkörper aufgrund des starken Verzuges mechanisch nachbearbeitet werden. Dieser Effekt der Schweißesigenspannungen kann die Ultraschallprüfung erschweren.

Obwohl die Nahtgeometrie mittels EDM gefertigt wurde, also keine Schweißung einer Wurzellage erforderlich war, ist ein starker Einbrand der Raupe 1 bis an die Testplattenunterseite zu erkennen (siehe Bild 4.10 b)).

Bild 4.10 a) links) zeigt den normalen Zustand einer erstarrten Schweißraupe vor Behandlung mit dem Pressluftmeißel sowie den Zustand nach der Bearbeitung (vgl. Bild 4.10 a)). Die makroskopische Aufnahme zeigt Bild 4.10 b) im fertig geschweißten Zustand ohne Bearbeitung der Oberflächen (wie z. B. Schleifen der Decklage).



**Bild 4.10** Schweißnaht SN 30 mit mechanischer Behandlung a) links) Schweißraupe nach Erstarren, rechts) nach der mechanischen Bearbeitung; b) Makroschliff.

## 4.12 Metallografische Dokumentation

Von den Testschweißungen wurden jeweils definierte Bereiche für die metallografischen Analyse abgetrennt. Dabei wurden die Deck- und Wurzellagen der Schweißnähte unbehandelt, d. h. sie wurden nicht mechanisch bearbeitet oder poliert. Zur Untersuchung der Makrostruktur wurden metallografische Schlitze angefertigt und geätzt. Die Herausforderung bei der Ätzung bestand darin, die stängelige Struktur der Körner gleichzeitig mit dem Lagenaufbau der Schweißnähte sichtbar zu machen. Die Ätzung erfolgte am präparierten Schliff der Schweißnaht mit Adler-Lösung der Zusammensetzung 250 ml destilliertes Wasser, 500 ml Salzsäure, 150 g Eisenchlorid, 30 g Kupferammoniumchlorid. Im Anschluss wurde der Schliff jeweils in einer Makroaufnahme dokumentiert.

### 4.13 Testkörperfertigung

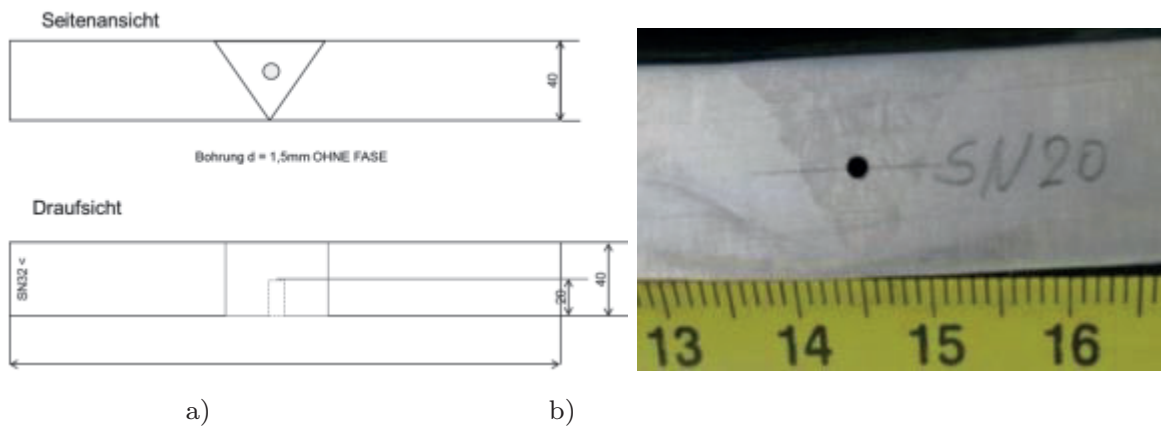
Zur Herstellung der Testkörper wurden für alle verwendeten Parameter identische Materialien und Abmessungen verwendet, um eine Vergleichbarkeit der Testkörper zu garantieren. Der verwendete Grundwerkstoff (1.4432 bzw. X2CrNiMo17-12-2) wurde in den ersten Versuchen in Form von 2 Platten (Wanddicke  $(H) = 16$  mm) mittels V-Naht (Öffnungswinkel  $60^\circ$ ) verbunden. In den späteren Versuchen wurde stattdessen die Nahtvorbereitung in eine Platte funkenerosiv eingebracht, wobei beide Platten auf der Unterseite durch einen 3 mm hohen Steg verbunden sind (siehe Bild 3.4). Dies diente dazu den Einfluss der handgeschweißten Wurzellagen zu eliminieren. Der Einfluss der Wurzelschweißung stellte sich nach den ersten makroskopischen Untersuchungen als nicht vernachlässigbar heraus.

Die Testkörper unter Beeinflussungsbedingungen sowie die Referenztestkörper ohne veränderte Bedingungen wurden als Mehrlagenschweißungen durchgeführt, wobei jede Testkörperschweißung aus bis zu 15 Schweißraupen besteht.

Die Schweißung der Versuchsnahte erfolgte mit dem Zusatzwerkstoff SAS4-IG der Böhler Schweißtechnik Austria GmbH. Aus jeder angefertigten Testschweißnaht wurden der spätere Ultraschall-Testkörper sowie mehrere metallografische Schlitze entnommen.

Für den abschließenden optimierten Testkörper wurden Proben für die mechanisch-technologischen Untersuchungen entnommen. Dieser Testkörper wurde unter dem Einfluss des am besten geeigneten Parameters geschweißt. Er unterscheidet sich gegenüber den Testschweißungen durch eine größere Wanddicke von ca. 40 mm. Die Testkörper mit der Abmessung  $(L) = 300$  mm,  $(B) = 40$  mm,  $(H) = 16$  mm) für die Ultraschallprüfung wurden mit einer Zylinderbohrung  $(d) = 1,5$  mm in der Schweißnahtmitte über die halbe Testkörperbreite  $(L) = 20$  mm als Referenzreflektor versehen, (siehe Bild 4.11).

#### 4 Durchführung und Charakterisierung



**Bild 4.11** a) Herstellungsskizze für den Ultraschalltestkörper am Bsp. SN 32; b) Ausschnitt eines Testkörpers mit geätzter Schweißnaht-Stirnseite und Bohrung (Referenzreflektor) für die Ultraschall-Untersuchung, am Bsp. SN 20.



# 5 Erkenntnisse der Parameterschweißungen

## 5.1 Ultraschall-Prüfung der Testkörper

In diesem Abschnitt wird beschrieben wie die Ultraschallprüfungen der Parameterschweißungen durchgeführt wurden und mit welcher Anordnung die Schweißnähte untersucht wurden. Zur Auswertung der erhaltenen Messsignale ist es erforderlich, Referenzreflektoren, also Fehler definierter Art und Größe sowie Lage, in den Testkörpern einzubringen. Sie werden in einem Abschnitt beschrieben. Die Ultraschallprüfungen der unter Beeinflussung erzeugten Schweißungen werden dargestellt. Abschließend erfolgt eine Bewertung der Ultraschallsignale in Bezug auf die Gefügeveränderungen. Es wird verglichen wie sich die Erkennbarkeit der Referenzreflektoren für die unterschiedlichen Gefüge darstellt.

Ziel dieser Prüfungen ist es, diejenige Schweißnaht herauszufinden, die unter den Prüfbedingungen die größtmögliche Übereinstimmung mit der tatsächlichen Lage der Bohrung zeigt. Nach den ersten Scans konnte festgestellt werden, dass ein stark verändertes Gefüge in der makroskopischen Aufnahme nicht zwingend eine bessere Durchschallbarkeit oder Lokalisierung der Bohrung mit sich bringt.

Die Ultraschallprüfungen werden als Reflexionsmessungen mit Phased-Array-S/E-Prüfköpfen durchgeführt um den eingebrachten Testreflektor nachweisen zu können. Die Reflexionsmessungen liefern außerdem Hinweise darauf, in wie weit sich die unterschiedlichen Gefügeausprägungen auf das Auffinden der Referenzbohrung auswirken. Die Annahme ist, dass das Gefüge dahingehend verändert worden ist, dass der Ultraschall weniger mit dem Gefüge in Wechselwirkung treten konnte. Daraus resultieren Ultraschallscans die besser zu interpretieren sind und ein gutes Fehlernachweisvermögen besitzen. Für ein solches Gefüge kann dann eine Ableitung für eine verbesserte Ultraschallprüfung getroffen werden.

## 5.2 Durchführung der Ultraschallprüfung

Die Durchschallungsmessungen mit Prüfköpfen in V-Anordnungen dienen zum unmittelbaren Vergleich der sich veränderten Gefügestrukturen. Alle Testnähte werden in exakt gleicher Anordnung durchschallt. Die Durchschallungsmessung liefert Rückschlüsse darüber, wie stark das Gefüge der verschiedenen Schweißungen den Ultraschall beeinflusst. Die Höhe des empfangenen Signals, am vom Sender getrennten Empfänger, liefert Aussagen über die Qualität des veränderten Schweißnahtgefüges. Je höher die Amplitude des Signals, desto weniger wurde die Ultraschallwelle auf dem Weg zum Empfänger abgelenkt.

Die hergestellten Testkörper wurden mechanisiert mit der Ultraschall-Phased-Array Prüftechnik mit einem kommerziellen Prüfgerät Omniscan der Firma Olympus geprüft. Die Prüfungen wurden mehrfach wiederholt mit jeweils erneutem Einbau und Justierung in der Prüfanlage, um die Reproduzierbarkeit der Prüfergebnisse zu demonstrieren. Die Prüfung erfolgte als Linienscan quer zur Schweißnaht. Um möglichst ungünstige Bedingungen für die Ultraschallausbreitung zu realisieren, wurde die Prüfung mit Transversalwelle bei einer Prüffrequenz von  $f = 2,25$  MHz bei verschiedenen Einschallwinkeln durchgeführt. Für die Analyse der Durchschallbarkeit wurde der  $70^\circ$  Einschallwinkel im B-Bild<sup>21</sup> dargestellt (siehe Tabelle 5.1) Die Lage von Schweißnaht und Bohrung sind im B-Bild ergänzt (grüne Linien), um die Interpretation der Ultraschallsignale zu erleichtern. Als Testreflektor diente jeweils die 1,5 mm Zylinderbohrung in Schweißnahtmitte (siehe Bild 4.11).

## 5.3 Prüftechniken und Messplatzaufbau

Für die Untersuchungen wurden Phased-Array-Ultraschallprüfungen mittels einer Manipulatoreinheit durchgeführt. Es wurden Prüfköpfe mit verschiedenen Parametern hinsichtlich Prüffrequenz, Wellenart und Winkel verwendet. Für die Phased-Array-Messungen wurden typische Matrix-Prüfköpfe verwendet. Für die Charakterisierung der Gefüge wurden zwei verschiedene Prüftechniken angewendet. Zum einen die Prüfung mittels S/E-Prüfköpfen und zum zweiten die Durchschallungsmessung. Beide Techniken und Aufbauten werden im Folgenden näher beschrieben.

---

<sup>21</sup> Beim Impuls-Echo-Verfahren werden Laufzeit und Amplitude von Ultraschallimpulsen im sogenannten A-Bildern/ A-Scan dargestellt. Werden alle Amplitudenwerte aller A-Bilder als Farben codiert und übereinandergelegt, resultiert eine 2-dimensionale Abbildung, das B-Bild/ B-Scan.

- Die Scans der Testkörper wurden wie in Bild 5.2 abgebildet aufgebaut. Die Schweißnähte wurden senkrecht und in Schweißrichtung abgetastet. Die Ultraschallprüfung wurde als Impuls-Echo-Prüftechnik angewendet. Dabei kamen folgende verschiedene S/E-Prüfköpfe zum Einsatz:
- 70°-Trans 4 MHz,
- Phased-Array 2,25 MHz Trans(versalwelle),
- Phased-Array 2,25 MHz Long(itudinalwelle),
- Linienscan quer zur Naht mit V-Durchschallung unter Verwendung von 70°-Transversalwellen (siehe Bild 5.4, Bild 5.5).

Für die Reproduzierbarkeit der Ultraschallprüfungen wurden die Untersuchungen mit Hilfe einer Manipulatoreinheit durchgeführt. Der Messplatz für diese Ultraschallprüfung an den Testkörpern besteht aus folgenden Komponenten:

- Manipulatoreinheit bestehend aus einem 2-Achsensystem zum Verfahren des Prüfkopfes mit flexibler Prüfkopfhalterung
- Ultraschallprüfköpfe für Phased-Array, bzw. konventionelle Prüfköpfe
- Phased-Array-Gerät (OmniScan MX) als Sende- und Empfangseinheit
- Rechnersystem zur Steuerung der Ultraschallprüfung
- Rechnersystem zur Darstellung und Auswertung der Ultraschall-Phased-Array-Daten (TomoView 2.10R17)

Die Manipulatoreinheit besteht aus einem Achsensystem, das in x- und y-Richtung verfahren werden kann. Die Ansteuerung erfolgt über das Rechnersystem durch Eingabe der entsprechenden Werte in eine bestehende und bewehrte Bedienermaske die für die Ultraschallprüfung im Labor geschnitten wurden. Die Einstellungen über die Prüfkopfhöhe erfolgt manuell, da der Prüfkopf nur einmal am ebenen Testkörper für die Z-Koordinate positioniert werden muss. Der Prüfkopf wird durch das Umlegen einer Feder nach der Positionierung mit konstantem Druck an den Testkörper gepresst. Über Wasserführungs Kanäle wird während der Prüfung ständig Wasser unter den Prüfkopf gepumpt, sodass eine ständige konstante Einleitung des Ultraschalls in den Testkörper gegeben ist.

Durch die Eingabe in der Bedienermaske mit entsprechender Bahnkurve wird der Testkörper von der Bahnsteuerung nach Start des Programms selbstständig abgefahren. Zu Beginn wird hierfür ein Koordinatensystem am Testkörper festgelegt und der Prüfkopf über die Bahnsteuerung entsprechend positioniert. Eine Positionierung des Prüfkopfes kann alternativ auch über einen manuellen Controller erfolgen. Diese ist z. B. erforderlich, wenn es nicht möglich ist direkt am Testkörper zu stehen und eine Eingabe über den PC zu machen. Über den Drehgeber der

Bahnsteuerung werden die abgefahrenen Positionen auch für die Ultraschallprüfung hinterlegt, so ist es später bei der Auswertung möglich eine exakte Zuordnung der Prüfkopfposition zum Bauteil zu treffen.

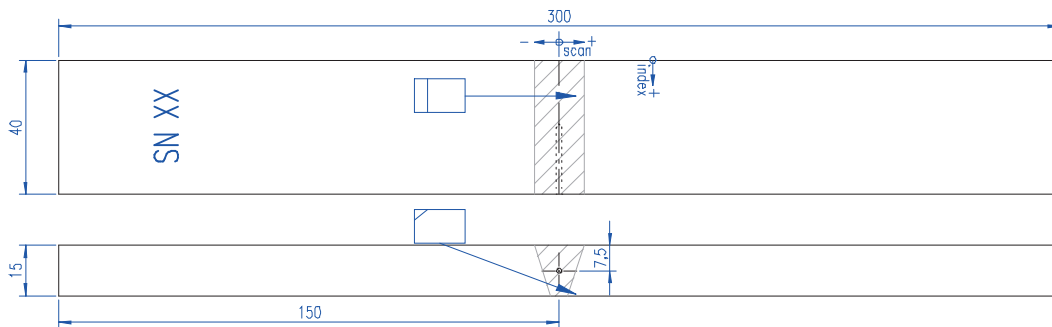
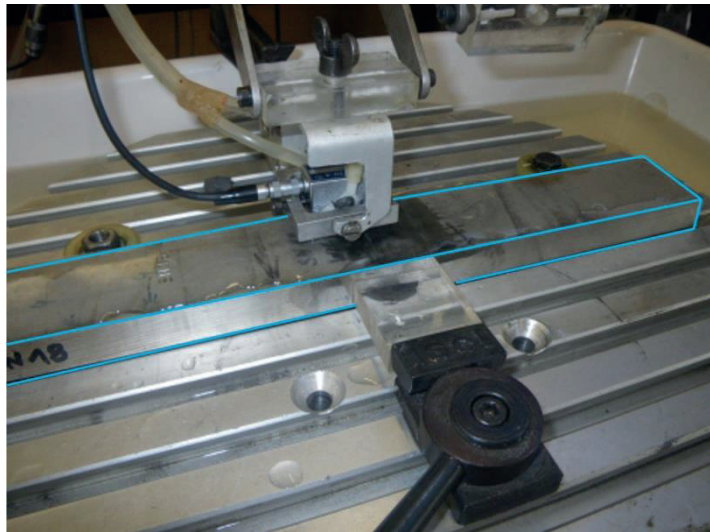
Für das aktive Scannen mittels Ultraschall wird im Anschluss daran die Position und Bahnkurve zum abscannen des Testkörpers in der OmniScan-Rechnereinheit ebenso eingegeben, sodass Verfah- und Messweg identisch sind. Im OmniScan-Programm werden noch die Frequenzen zur Messwertaufzeichnung festgelegt und die Parameter für die Ultraschallprüfung hinterlegt (Scanrichtung, Prüfkopf). Mit dem Start der Ultraschallmessung läuft gleichzeitig die Fahrt des Prüfkopfes los. Erst dann werden die gemessenen Werte auch abgespeichert.

Die Rechnersysteme bestehen jeweils aus handelsüblichen PCs. Sie sind miteinander über das OmniScan-Gerät verbunden. Auf dem Steuer-PC befindet sich ein Programm zur Parametereingabe für die Bahnsteuerung. Auf dem Messrechner wird im Prinzip die Eingabematrix des OmniScan-Gerätes gespiegelt, um die Eingabe gegenüber dem kleinen OmniScan-Gerät zu erleichtern. Weiterhin befindet sich auf dem Messrechner das Programm zur Auswertung und Verarbeitung der Ultraschallmessdaten (ThomoView 2.10R17).

### 5.3.1 Aufbau der Phased-Array-Prüfung

Die Phased-Array-Scans wurden für alle Testkörper über den kompletten Winkelbereich von 45 - 70° angefertigt. Daraus überlagert ergibt sich ein Sektorscan. Die Scans wurden mit Longitudinal- sowie mit Transversalwellen durchgeführt. Der Prüfplatz für die Ultraschallprüfung verfügt über ein Wasserbecken, so dass permanent mit Wasser angekoppelt werden kann, das sich in einem geschlossenen System befindet. Der Testkörper wird über Backenfutter an seiner Position gehalten. Die Manipulatoreinheit wird von oben auf den Testkörper gesetzt. Zum Aufbau der Manipulatoreinheit (siehe Bild 5.1). Die Scans wurden an der Decklagenseite der Testkörper wie in Bild 5.2 dargestellt abgefahren. Zunächst wurde der Prüfkopf senkrecht auf die Schweißnaht zubewegt, anschließend erfolgte der Scan parallel zur Schweißnaht in Schweißnahtlängsrichtung.

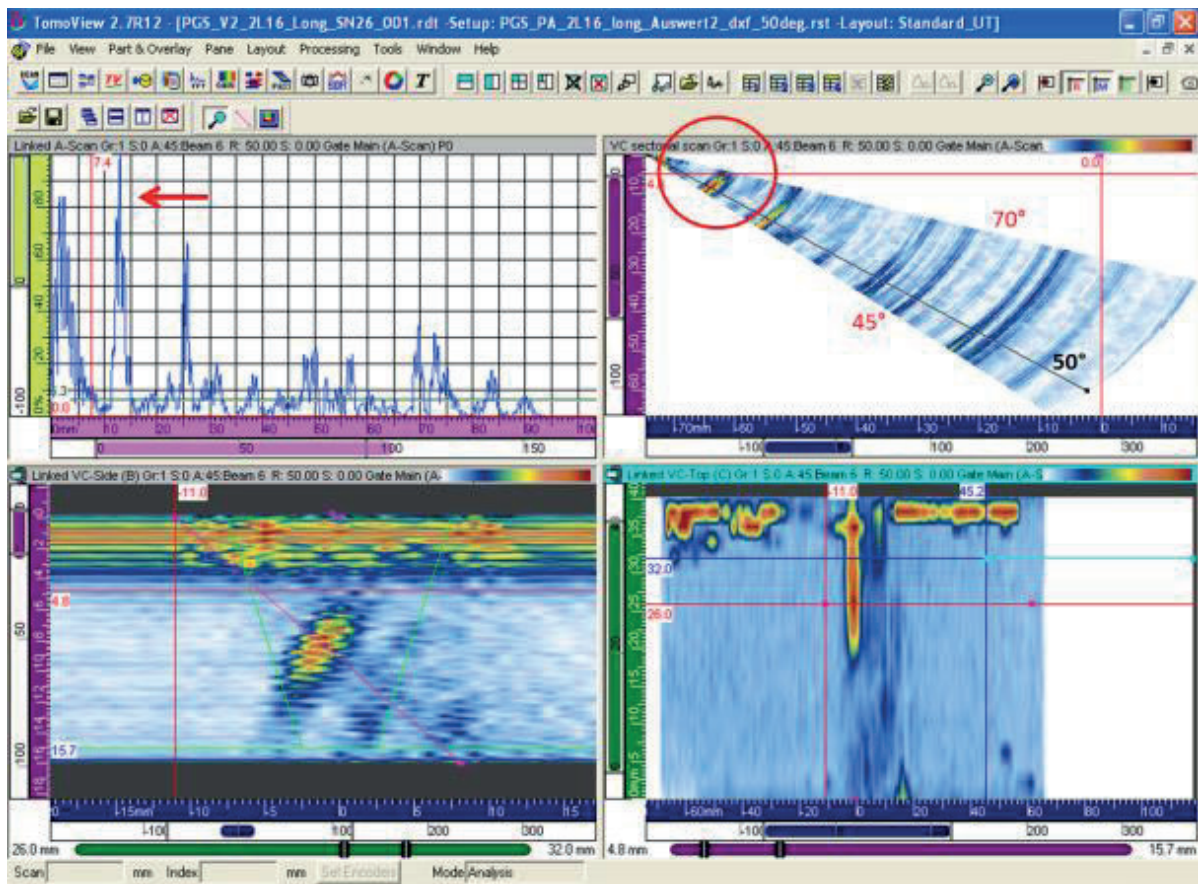
**Bild 5.1** Aufbau der Manipulatoreinheit am Prüfplatz für den Phased-Array-Scan, mit Testkörper (blaue Linie)



**Bild 5.2** Anordnung des Prüfkopfs bezüglich Schweißnaht für die Phased-Array-Technik; oben) Draufsicht; unten) Seitenansicht in Nahrichtung

Bild 5.3 zeigt beispielhaft die Phased-Array-Prüfung mit Longitudinalwelle an dem Testkörper SN 26. Wird der komplette Sektorscan (siehe Bild 5.3 oben rechts) aus 45-70° Einschallwinkel betrachtet, ist anhand der farblichen Zuordnung zur Amplitude folgendes zu erkennen (Rot = hohe Amplitude, blau = niedrige Amplitude): Die Lage des Signals der Bohrung ist in Bild 5.3 im Sektorscan oben rechts nachträglich mit einem roten Kreis markiert. Es ergibt sich ein Anstieg der Amplitude für 45-50° Einschallwinkel. Bei 50° Einschallwinkel liegt das Maximum der Amplitude. Dies zeigt der rote Bereich im Scan der von der schwarzen Linie für 50° Einschallwinkel geschnitten wird. Im A-Bild für den 50° Einschallwinkel (Bild 5.3 oben links) ist das Signal der Bohrung durch einen Pfeil markiert. Ab ca. 65° Einschallwinkel nimmt die Amplitude wieder deutlich ab,

Übergang von orange zu blau. Bei 70° Einschallwinkel ist die Amplitude sehr schwach ausgeprägt (blauer Bereich).



**Bild 5.3** Bildschirmansicht der Phased-Array-Scan-Software; am Bsp. der SN 26 für 50° Einschallwinkel, Longitudinalwelle; oben links) A-Bild mit Amplitudendarstellung; O. rechts) Sektorscan von 45-70° mit Auswahl des 50° Winkels, schwarze Linie; Unten links; B-Bild mit nachträglich eingezeichneter Schweißnaht- und Bohrungsposition, sowie 50° Einschallwinkel (rosa Linie); u. rechts) C-Bild als Draufsicht auf die Schweißnaht

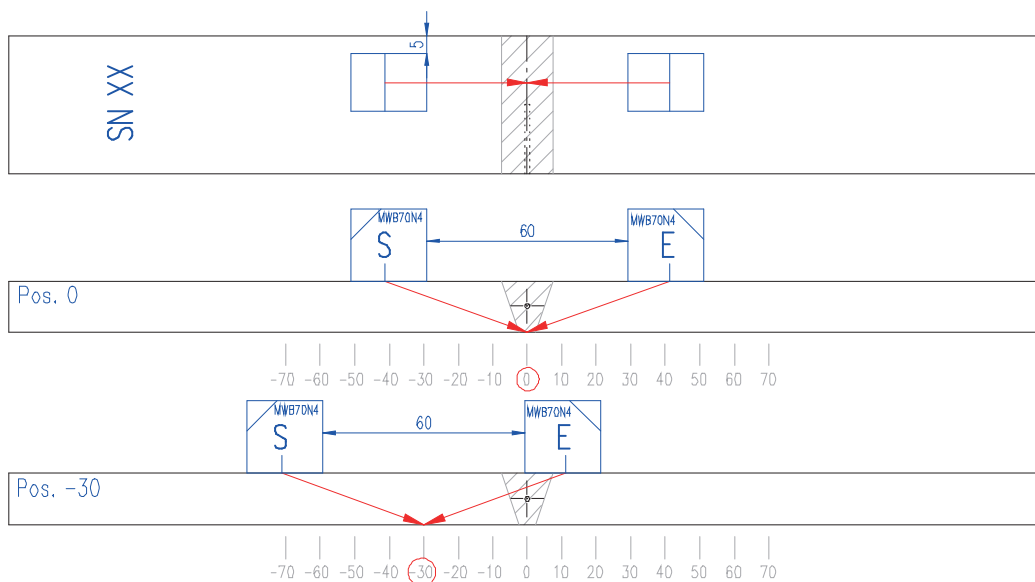
Mit der Wahl der 70°-Transversalwelle sollte bei 4 MHz ein für die Ultraschallprüfung ungünstigster Fall betrachtet werden. Vertikal polarisierte Transversalwellen sind von der Beeinflussung der Ausbreitungsrichtung durch die Anisotropie des Materials am stärksten beeinflusst, im Vergleich zu Longitudinalwellen und horizontal polarisierten Transversalwellen. Die Ausbreitung der Longitudinalwelle wird im Allgemeinen weniger von den Stängelkristalliten in der Schweißnaht beeinflusst. Für den gewählten Einschallwinkel von 70° ergibt sich ein möglichst großer Schallweg in der Schweißnaht.

### 5.3.2 Aufbau zur Durchschallbarkeit mit konventionellen Prüfköpfen

Für die Durchschallungsmessungen wurden zwei konventionelle Prüfköpfe in V-Anordnung auf dem Testkörper angebracht. Der Aufbau des Messsystems und dessen Besonderheiten werden im Folgenden beschrieben.

Die Prüfkopfanordnung nach Bild 5.4 liefert Scans mit Ergebnissen zur Durchschallbarkeit der modifizierten Nähte. Eine Besonderheit bei dieser Anordnung ist, dass ein Prüfkopf als Sender (S) und ein Prüfkopf als Empfänger (E) abreitet. Die Auswertung ist in Anhang E für alle dünnwandigen Testkörper detailliert aufgelistet.

**Bild 5.4** Ultraschall-Messplatz mit Anordnung zur Schallschwächungsmessung (Durchschallung), mit Testkörper (blaue Linie).



**Bild 5.5** Prüfkopfanordnung zur Durchschallbarkeit; oben) Draufsicht; Mitte) Anordnung für den kürzesten (SN-Wurzel); unten) Anordnung für den längsten (SN-Decklage) Schallweg durch das Schweißgut.

## 5.4 Referenzreflektor

In alle erzeugten Schweißnähte (mit verändertem und mit unbeeinflusstem Gefüge) wurden identische Referenzreflektoren eingebracht. Der Referenzreflektor dient dazu, die Vergleichbarkeit der Ultraschallprüfungen zu gewährleisten. Des Weiteren ist es möglich unmittelbar Rückschlüsse auf die Qualität des veränderten Gefüges zu ziehen, weil die Referenzreflektoren in allen Testkörpern miteinander vergleichbar sind.

Die Testkörper für die Ultraschallprüfung haben alle identische Abmessungen: Länge (L) = 300 mm, Breite (B) = 40 mm und eine Wanddicke/ Höhe von (H) = 16 mm. Die Schweißnähte wurden mit einer Zylinderbohrung als Referenzreflektor in der Schweißnahtmitte über die halbe Testkörperbreite versehen. Die Bohrung wurde in der Stirnseite der Schweißnaht eingebracht. Die Bohrung befindet sich für alle Testkörper auf der gleichen Nahtseite und wurde in Schweißrichtung eingebracht. Die Querbohrung weist folgende Abmessungen auf: Durchmesser (d) = 1,5 mm und Länge (L) = 20 mm.

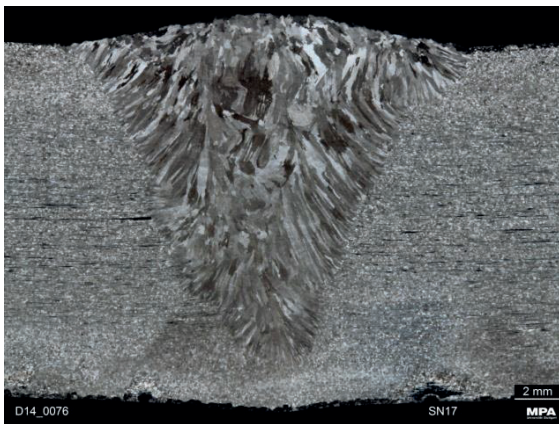
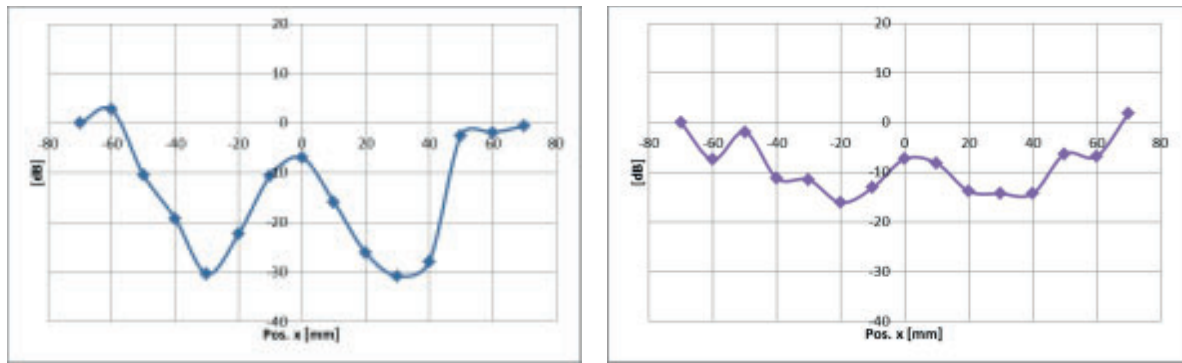
## 5.5 Erkenntnisse der Durchschallbarkeit

Um eine Aussage zu treffen, wie gut der Ultraschall das Gefüge durchdringt, wurde die Durchschallung der Schweißnaht als zweite Prüftechnik zur Untersuchung gewählt. Die ausführlichen Durchschallungsmessungen sind den Phased-Array-Scans in Anhang E gegenübergestellt.

Für zwei ausgewählte Testkörper, SN 17 (Bild 5.6 a)) und SN 28 (Bild 5.6 b)), sind die Durchschallungen beispielhaft gegenübergestellt und werden miteinander verglichen. Die SN17 ist der Referenztestkörper ohne Beeinflussung, die SN 28 ist die Kombination von WIG-puls mit (f) = 100 Hz und gepulstem Magnetfeld (f) = 55 Hz.

Dargestellt ist die Amplitude des Ultraschallsignals in [dB] über der Entfernung des Prüfkopfes von der Schweißnahtmitte [mm]. Wobei (x) = 0 der Schweißnahtmitte entspricht. Eine Verschiebung der Amplituden in [dB] zu Werten kleiner Null, entspricht einer Schwächung des US-Signals.





a)



b)

**Bild 5.6** Durchschallung der Schweißnaht mit S-E-Technik als Durchschallung; zum Vergleich die entsprechenden Gefügebilder; a) SN 17; b) SN 28

Für die unbeeinflusst geschweißte Naht SN 17 (siehe Bild 5.6 a)) ist erwartungsgemäß die Durchschallung mittels Ultraschall erschwert. Die Gefügestruktur weist erhebliche Behinderungen gegenüber dem Ultraschall auf. Die Signalstärke in [dB] nimmt mit Eintritt des Schallfeldes in die Schweißnaht deutlich ab. Dies ist deutlich bei der Position  $(x) = -50$  mm zu erkennen. Die Zunahme des Signals ab der Position  $(x) = -25$  mm bis  $(x) = 0$  mm erklärt sich dadurch, dass zunehmend der Wurzelbereich angeschallt wird. Hier wird weniger Schweißgutmaterial durchschallt, vgl. dazu den kurzen Schallwegverlauf in der schematischen Darstellung in Bild 5.5 b). Das Signal kann folglich besser empfangen werden. Das Verhalten ist aufgrund der Nahtgeometrie symmetrisch bezüglich der Schweißnahtmitte.

Die mit den kombinierten Parametern WIG-Puls 100 Hz und MF-Puls 55 Hz geschweißte Naht SN 28 zeigte das beste Durchschallungsverhalten bei den dünnwandigen Testkörpern (siehe Bild 5.6 b)). Die Amplituden in [dB] sind gegenüber SN 17 deutlich reduziert. Das lässt darauf schließen, dass sich hier das Gefüge für

die Durchschallung besser eignet. Der Ultraschall-Phased-Array-Scan (siehe Tabelle 5.1) konnte hier allerdings keine so deutliche Verbesserung darstellen. Auch das Gefüge zeigt noch eine stark bevorzugt orientierte Struktur (siehe Bild 5.6 b)).

## 5.6 Erkenntnisse der Phased-Array-Prüfungen

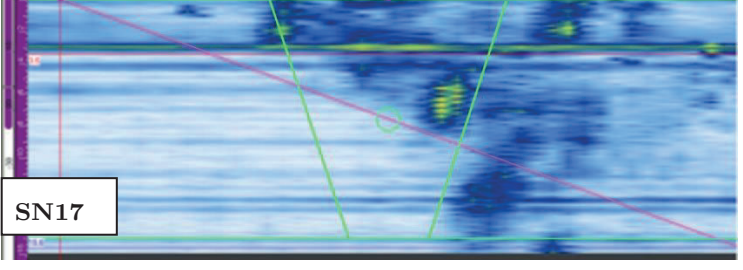
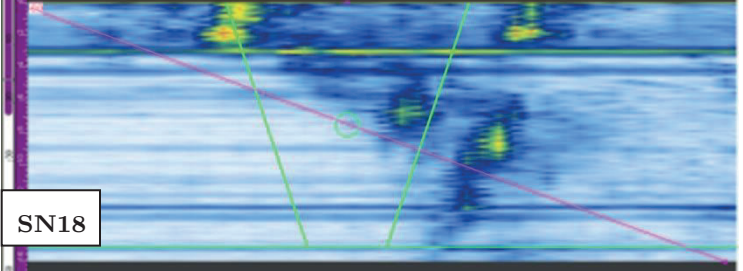
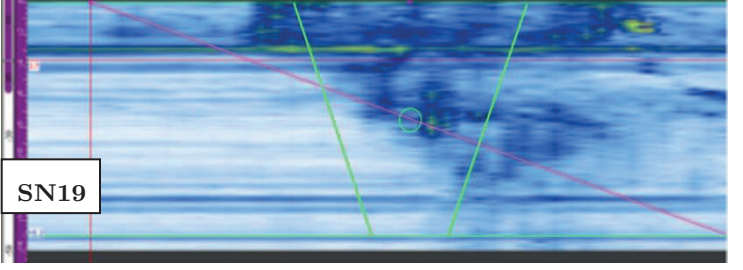
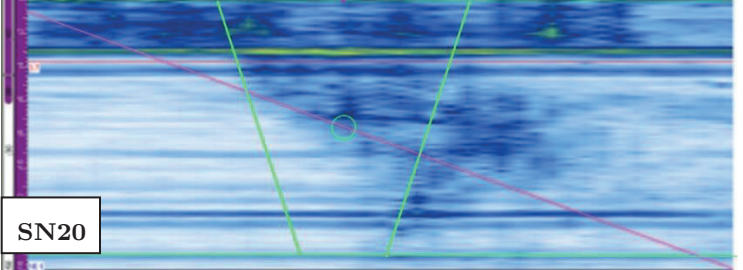
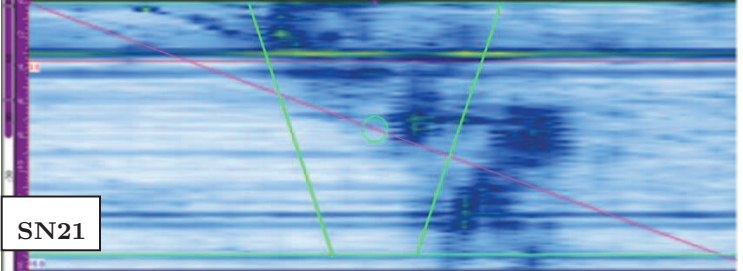
Um in der Auswertung für alle Testkörper vergleichende Bedingungen zu schaffen, wurden aus der Phased-Array-Prüfung die Daten der Scans unter der Bedingung Transversalwellen bei  $70^\circ$  Einschallwinkel und 2,25 MHz näher betrachtet.<sup>22</sup>

Bei 4 MHz zeigt sich im Bereich der Schweißnaht erwartungsgemäß ein sehr hoher Anteil von Signalen aus Richtungsstreuungen an der Kornstruktur. Hier sind für die unterschiedlichen Testkörper teilweise deutliche Unterschiede zu erkennen (siehe Tabelle 5.1). Die Lage der Schweißnaht und des Referenzreflektors sind durch grüne Linien gekennzeichnet. Der Einschallwinkel von  $70^\circ$  ist durch eine rosa Linie dargestellt. Hellblaue Bereiche zeigen kaum oder nur wenige Reflexionen. Es handelt sich dabei meist um den Grundwerkstoff. Dunkelblaue Bereiche deuten auf Reflexionen hin, so kann z. B. die Schweißnahtgeometrie erkannt werden, weil der Ultraschall an der Fusionslinie oder im Schweißgut vermehrt in Wechselwirkung tritt und Signale abgelenkt werden. Grüne, gelbe und orange Bereiche deuten auf hohe Signale hin. Ein Reflektor wirft den Ultraschall zurück und kann so lokalisiert werden. Es ist gut zu erkennen, dass die Lage der Fusionslinie des Schweißgutes und die Lage der Bohrung des Referenzreflektors nicht mit der tatsächlichen Position (grüne Linie) übereinstimmen. Die Ursache hierfür liegt in den Wechselwirkungen des Ultraschalls mit dem Gefüge, wie in den theoretischen Grundlagen (siehe Kapitel 2.7, Anhang A.3 und folgende) beschrieben.

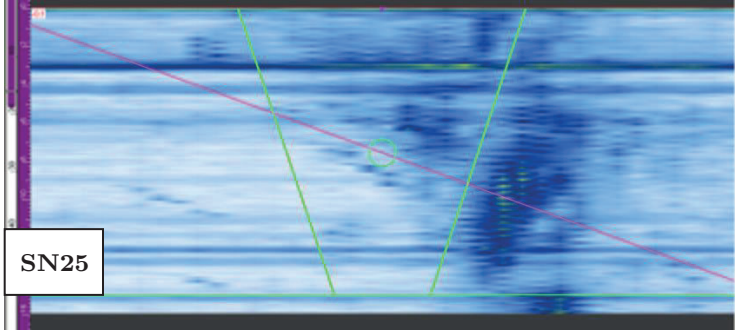
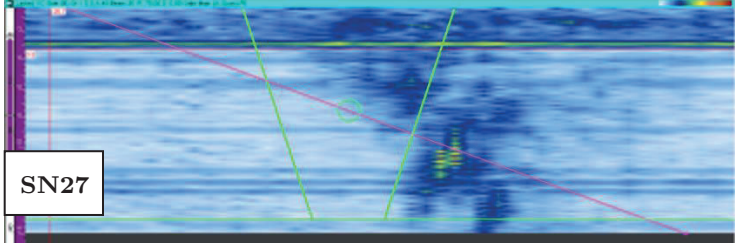
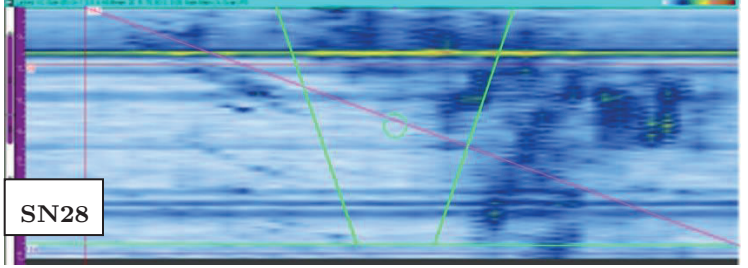
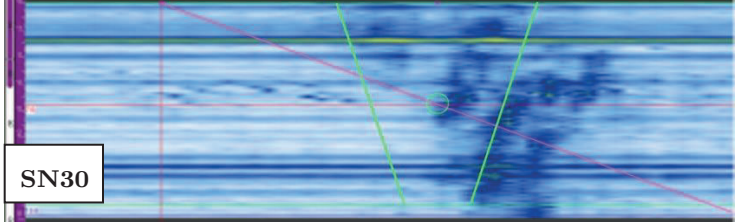
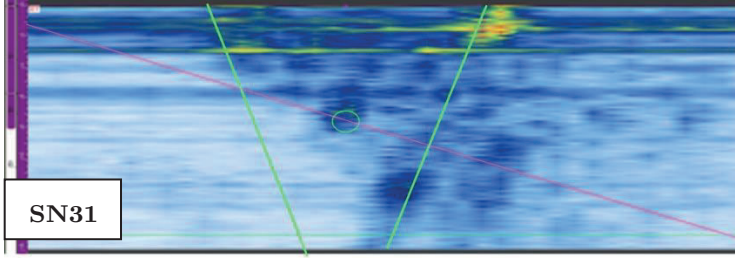
---

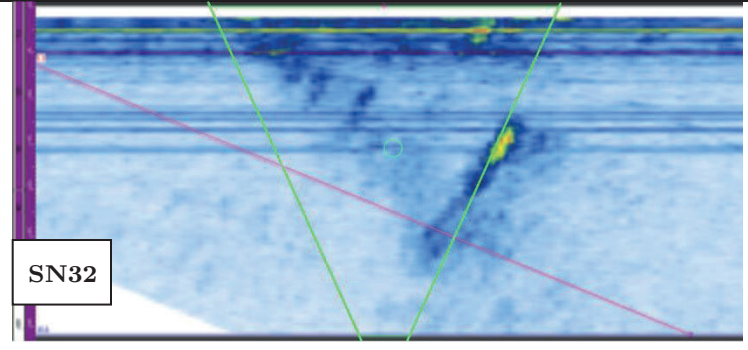
<sup>22</sup> Eine ausführliche Darstellung zu den Ultraschallprüfungen ist im Anhang E aufgelistet.

Tabelle 5.1: Übersicht der Ultraschall-Scans in B-Bild-Darstellung

Parameter	B-Bild aus Phased-Array-Prüfung für 70° Einschallwinkel Prüfkopf Olympus 2L16(PA), Transversalwelle, (f) = 2,25 MHz, Kennzeichnung der Nahtgeometrie und Lage der Bohrung (grüne Linien)
Referenztestkörper ohne Beeinflussung unter üblichen Bedingungen geschweißt	 <p>SN17</p>
Pulsierender WIG-Lichtbogen (f) = 100 Hz	 <p>SN18</p>
Pulsierender WIG-Lichtbogen (f) = 50 Hz	 <p>SN19</p>
Pulsierender WIG-Lichtbogen (f) = 500 Hz	 <p>SN20</p>
Zwischenlagen-Temperatur maximal (Tip) = 245 °C	 <p>SN21</p>

## 5 Erkenntnisse der Parameterschweißungen

Parameter	B-Bild aus Phased-Array-Prüfung für 70° Einschallwinkel Fortsetzung
Mechanische Vibrationen während dem Schweißen, Shaker ((f) = 100 Hz, Amplitude (A) = 0,5 mm)	 <p>SN25</p>
Kombination von WIG-Puls 100 Hz und MF-Puls 100 Hz	 <p>SN27</p>
Kombination von WIG-Puls 100 Hz und MF-Puls 55 Hz	 <p>SN28</p>
mechanische Bearbeitung nach der Erstarrung jeder Raupe	 <p>SN30</p>
Permanentmagnet unter der Schweißung mitgeführt	 <p>SN31</p>

Parameter	B-Bild aus Phased-Array-Prüfung für 70° Einschallwinkel Fortsetzung
Pulsierender WIG-Lichtbogen (f) = 50 Hz, Wanddicke 35 mm	

Die Zusammenstellung der B-Scans zeigt (siehe Tabelle 5.1), dass es Auswirkungen auf die Ultraschall-Signale in Abhängigkeit der Beeinflussungsart der Gefüge gibt. Bei den Nähten SN 17 bis SN 19 kann ein gutes Signal-Rausch-Verhältnis für die Bohrung erreicht werden. Bei SN 17 handelt es sich um eine Referenzschweißung ohne jegliche Beeinflussung. Das Signal der Bohrung wird mit gutem Signal-Rausch-Abstand dargestellt, aber stimmt nicht mit der Lage überein. Ein starkes Rauschen aus dem Gefüge ist ebenfalls zu erkennen.

Die Schweißnähte SN 18 – SN 20 repräsentieren die Versuche mit verschiedenen Pulsraten des WIG-Lichtbogens. SN 19 zeigt, dass bei kleinster Pulsrate für den Ultraschall die besten Ergebnisse erzielt werden können: Das Rauschen aus dem Gefüge ist gering, bei gleichzeitiger guter Übereinstimmung des Signals der Bohrung mit der tatsächlichen Position. Im Schliffbild (siehe Bild 4.6 b)) erscheinen die Körner in jeder Schweißlage auch stärker abgelenkt, sowie kürzer in der Ausdehnung. Die im B-Bild für SN 18 an der Oberfläche des Testkörpers erkennbaren Signale stammen von Schlagzahlen, die sehr nah an der Schweißnaht angebracht wurden. Für SN 20 können keine Verbesserungen hinsichtlich der Durchschallbarkeit gefunden werden. Ein diffuses Rauschen aus dem Gefüge ist über den gesamten zu analysierenden Bereich verteilt. Die Bohrung ist nicht mit ausreichendem Signal-Rausch-Abstand nachweisbar. Das Gefüge zeigte auch eine eher starke Ausprägung der stängeligen Strukturen (Schliffbild siehe Bild 4.6 c)).

Für die Versuche mit erhöhter Temperatur (SN 21) wurden stärkere Ausprägungen erwartet als im Schliffbild tatsächlich zu sehen sind (Schliffbild siehe Bild 4.7 b)). Der Ultraschall-B-Scan zeigt ein starkes Rauschen aus dem Gefüge, das Signal der Bohrung ist gut erkennbar, stimmt jedoch nicht mit der tatsächlichen Position überein.

Für die Versuche unter mechanischen Vibrationen (SN 25) wurden hinsichtlich der Gefügestruktur aufgrund der deutlich veränderten Erstarrung der Raupen beim Schweißen starke Veränderungen erwartet. Eine starke Schuppenstruktur mit sehr kurzen Erstarrungszeiten wurde beobachtet, was auf eine schnelle Abkühlung des Schmelzbades schließen lässt. Das Gefüge zeigt veränderte Orientierungen, aber noch immer ausgeprägtes Wachstum der stängeligen Kristallite (Schliffbild siehe Bild 4.8 a)). Der B-Scan zeigt ein starkes Rauschen aus dem Gefüge. Die Bohrung konnte nicht erfasst werden.

Das Gefüge der SN 27 zeigt ausgeprägte lange Stängelkristallit. Die Naht wurde durch Kombination von WIG-Puls 100 Hz und Magnetfeld-Puls 100 Hz hergestellt. Der Scan zeigt wenig Streuung aus dem Schweißgut. Die Bohrung ist mit einem guten Signal-Rausch-Verhältnis gut nachweisbar. Die Positionsanzeige ist zur tatsächlichen Position leicht verschoben.

Für die SN 28 wurden die kombinierten Parameter WIG-Puls und MF-Puls gegenüber SN 27 etwas variiert: WIG Puls 100 Hz zu MF-Puls 55 Hz. Das Gefüge von SN28 erscheint weniger ausgeprägt als das von SN 27 (Schliffbild siehe Bild 4.9). Der Ultraschallscan zeigt ein reduziertes Rauschen aus dem Gefüge, dafür kann die Bohrung nicht lokalisiert werden. Es erscheint eher so, als würde die Schweißnahtflanke abgebildet werden.

Durch die mechanische Bearbeitung nach der Erstarrung jeder einzelnen Raupe unterscheidet sich das Gefügebild von SN 30 deutlich von den anderen Schweißungen. Die Ultraschallauswertung zeigt ein deutliches Rauschen aus dem Gefüge, das auf einige Bereiche begrenzt ist. Die Bohrung ist in dem Scan nicht zu lokalisieren.

Die bei der Herstellung der SN 31 aufgetretenen Schwierigkeiten wurden in Kapitel 4.6 bereits beschrieben. Das Mitführen des Permanentmagnets unter der Schweißung veränderte das Aussehen der Schweißnaht, sie wird kompakter. Neben den Schweißfehlern sind Stängelkristallite durch mehrere Lagen hindurch zu beobachten. Im Ultraschall-Scan zeigt sich allerdings ein reduziertes Rauschen aus dem Schweißgut. Die Bohrung kann sehr gut lokalisiert werden, auch wenn das Signal schwach ausfällt. Die deutlich dargestellte Anzeige mit starkem Signal im oberen Bereich kommt von einem Schweißfehler, der zur Oberfläche hin offen liegt.

## 5.7 Erkennbarkeit der Referenzreflektoren

Anhand der Auswertung der Ultraschallprüfungen die als Phased-Array-Scans durchgeführt wurden, wurden die deutlichsten Streusignale bei modifizierten Schweißverbindungen (SN 25 – SN 26) detektiert. Die Ausgangsannahme bestand darin, dass die ohne Beeinflussung geschweißten Testkörper die höchsten Streusignale aufweisen.

Zum Nachweisvermögen der Referenzreflektoren ist Folgendes festzuhalten: Die Untersuchungen zeigen für die Prüfung mit Longitudinalwellen die deutlichsten Ergebnisse. Mit der Longitudinalwelle bei 2,25 MHz kann die Bohrung in allen Testkörpern nachgewiesen werden. Die besten Ergebnisse bezüglich Nachweis und Lokalisation lieferte der Einschallwinkel von etwa  $50^\circ$ .

Zusammenfassend lässt sich folgendes festhalten: Mit verschiedenen Parametervariationen ließen sich teilweise sehr deutliche Unterschiede in der Ausbildung der Kornstruktur in der Schweißnaht erzeugen. In wenigen Fällen war eine Änderung sowohl in der Lage der Stängelkristallite als auch gleichzeitig in ihrer Orientierung zu erkennen (SN 18, SN 19). Eine ausgeprägte homogen über die gesamte Nahtflanke verteilte Kornfeinung, wie in der Zielsetzung angestrebt, konnte in diesem Maß jedoch nicht erreicht werden.

Eine weitere überraschende Erkenntnis ist aus den Ultraschall-Ergebnissen abzuleiten: Eine optisch homogene Gefügestruktur, oder sogar Bereiche die von einer feinen Kornstruktur durchzogen sind, bedeuten nicht unmittelbar, dass sich die Ergebnisse für Durchschallbarkeit mittels Ultraschall verbessern. Dies steht im Widerspruch zur getroffenen Annahme und zu den Erkenntnissen die aus der Literaturstudie gewonnen wurden. Erstaunlicherweise zeigte sich vielmehr, dass das Gefüge mit ausgeprägter Vorzugsorientierung in starker Durchmischung für das Auffinden von Referenzreflektoren am besten geeignet ist. Dabei sind die Strukturen in den Lagen separiert, das heißt, das Kristallwachstum durch mehrere Lagen hindurch wurde unterbrochen. Teilweise liegen Bereiche vor, in denen sogar die Orientierung der Kristallite wechselt.

Aus den Vergleichen der Testkörper-Ultraschallmessungen mit  $70^\circ$ -Transversalwelle bei 2,25 MHz, wurde diejenige Parameterkombination bestimmt, bei der das Ultraschallsignal der Bohrung möglichst genau an der tatsächlichen Position abgebildet wurde und ein ausreichend gutes Signal-Rausch-Verhältnis vorhanden war. Diese Eigenschaften sind für den Testkörper SN 19 zu beobachten.





## 6 Resultat: Der Testkörper mit optimierter Schweißnaht

### 6.1 Testkörper SN 32

Aus den Ergebnissen der Ultraschallauswertungen<sup>23</sup> wurde SN 19 als am besten prüfbar identifiziert. Im Wesentlichen bedeutet das, der Referenzreflektor konnte für diese Art der Gefügebeeinflussung am besten nachgewiesen, identifiziert und lokalisiert werden. Unter den Parameterbedingungen wie SN 19 hergestellt wurde, wird ein Testkörper mit größerer Wanddicke<sup>24</sup> hergestellt. Im folgenden Abschnitt ist dieser als SN 32 bezeichnete Testkörper mit optimierter Schweißnaht näher beschrieben. Im Folgenden wird der Testkörper mit optimierter Schweißnaht, optimierter Testkörper genannt. Für den optimierten Testkörper wurde das Verfahren WIG-Pulsbetrieb bei 50 Hz ausgewählt, analog des Testkörpers SN 19.

Der Abschnitt befasst sich mit der Auswahl des Parameters zur Fertigung der optimierten Schweißnaht. Es wird beschrieben, wie die Schweißung angefertigt wird, wie daraus ein Testkörper für die Ultraschallprüfung hergestellt wird und worin sie sich zu den anderen vorangegangenen Testschweißungen unterscheidet. Die Charakterisierung der Schweißung erfolgt anhand metallografischer Untersuchungen. Abschließend wird die Ultraschallprüfung der optimierten Schweißnaht aufgezeigt und ausgewertet. Zum Abschluss der Untersuchungen erfolgt der Nachweis der Festigkeit durch zerstörende Prüfmethoden.

### 6.2 Fertigung des optimierten Testkörpers

Der optimierte Testkörper SN 32 wurde aus Plattenmaterial mit einer Wanddicke von 40 mm gefertigt. Der fertige Testkörper wurde auf eine Wanddicke von 35 mm abgearbeitet, die Oberfläche und die Wurzellage wurden jeweils um einige

---

<sup>23</sup> Phased-Array-Prüftechnik mit 2,25 MHz Transversalwelle bei 70° Einschallwinkel

<sup>24</sup> Auch als dickwandiger Testkörper bezeichnet

## 6 Resultat: Der Testkörper mit optimierter Schweißnaht

Millimeter abgefräst. Diese Wanddicke entspricht den Abmessungen üblicher anderer Testkörper für die Ultraschallprüfungen. Somit ist im Bedarfsfall eine Vergleichbarkeit mit den Testkörpern aus anderen Projekten<sup>25</sup> gegeben. Für die Testschweißung mit verschiedenen Einflussparametern wurde eine Testkörperwanddicke von 16 mm gewählt, um die Zeit zur Fertigstellung einer Schweißung bzw. den Aufwand deutlich zu reduzieren und innerhalb kurzer Zeit möglichst viele Beeinflussungen erproben zu können.

Die abgeschlossene Schweißung der Testplatte mit der Nahtnummer SN 32 ist in Bild 6.1 zu sehen. Die Testplatte beinhaltet ausreichend Material für die Nahtauslaufzone, den Ultraschalltestkörper sowie für Proben für die Bestimmung der mechanischen Kennwerte.



a)

b)

**Bild 6.1** Herstellung des endgültigen Testkörpers der SN 32; a) Übersichtsaufnahme nach der beendeten Schweißung; b) Seitenansicht der Schweißnaht am Nahtauslauf mit 40 mm Wanddicke (jeweils unbearbeitet).

<sup>25</sup> z. B. mit Projekten des BMWi-Reaktorsicherheitsvorhaben

## 6.3 Charakterisierung des optimierten Testkörpers

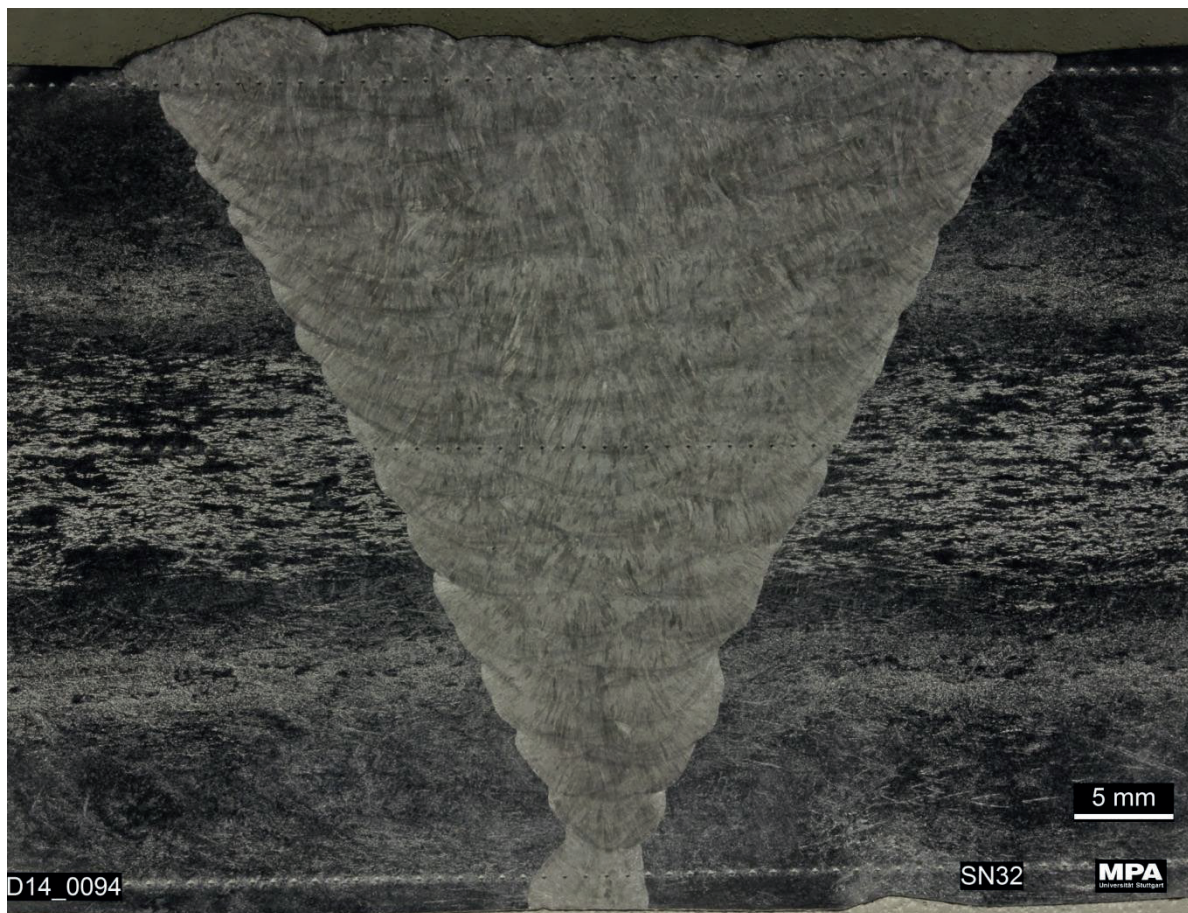
### 6.3.1 Metallografie

Der Abschnitt beschreibt die Fertigung des Ultraschall-Testkörpers mit optimierter Schweißnaht sowie das Einbringen des Vergleichsreflektors (Referenzfehler). Es werden die metallografischen Untersuchungen aufgezeigt und das Gefüge beschrieben.

Die Probe SN 32 wurde durch einen mechanischen Trennschnitt mittels Bandsäge quer zur Naht entnommen und anschließend geschliffen und poliert. Im polierten Zustand der Schweißnaht konnte keine der in DIN EN 1321, Tabelle 1 (siehe Anhang C.1) beschriebenen Merkmale gefunden werden. Die Schweißnaht ist somit intakt und ohne makroskopische bzw. mikroskopische Unregelmäßigkeiten.

Anschließend wurde die Probe SN 32 für einige Sekunden in Adler-Lösung angeätzt. Es wurde bei der Ätzung darauf geachtet, dass die Schweißraupen und die stängelige Struktur des Gefüges gleichermaßen gut dargestellt werden.

Bild 6.2 zeigt die Makro-Gefüge-Aufnahme der modifizierten Schweißnaht SN 32. Aufgrund der erhöhten Wanddicke (40 mm), die für den endgültigen Testkörper gefordert wurde, ergaben sich mehr Schweißlagen als für die bisher gefertigten Testkörper mit kleiner Wanddicke (16 mm). Das zusätzlich eingebrachte Schweißgut trägt auch zum Erscheinungsbild und der Ausprägung des Gefüges bei. Durch die flacheren Schweißraupen erscheinen die stängeligen Kristalle hier in einer feineren nadeligeren Form. Ein durchgehendes Wachstum durch mehrere aufeinanderliegende Schweißlagen hindurch kann nicht beobachtet werden. Es gibt vereinzelte Raupen durch die die Kristalle hindurch wachsen, jedoch nicht mehr als drei. Die Ablenkung der Kristall-Orientierung in verschiedenen Lagen ist zu erkennen.



**Bild 6.2** Makroaufnahme der modifizierten Schweißnaht SN 32, 40 mm Wanddicke, un bearbeitet.

### 6.3.2 Herstellung des optimierten - Testkörpers SN 32

Der Ultraschall-Testkörper wurde auf die gleiche Weise hergestellt wie alle anderen projektbezogenen Testkörper zuvor auch. Der einzige Unterschied besteht in der erhöhten Wanddicke, die für SN 32 35 mm beträgt.<sup>26</sup> Die Bohrung zur Simulation eines Reflektors wurde ebenfalls in die Mitte der Schweißnaht-Stirnseite bis auf eine Tiefe von 20 mm eingebracht (siehe Bild 6.3).

---

<sup>26</sup> nach Fertigstellung des Testkörpers durch ebenes Abfräsen der Ober- und Unterseite

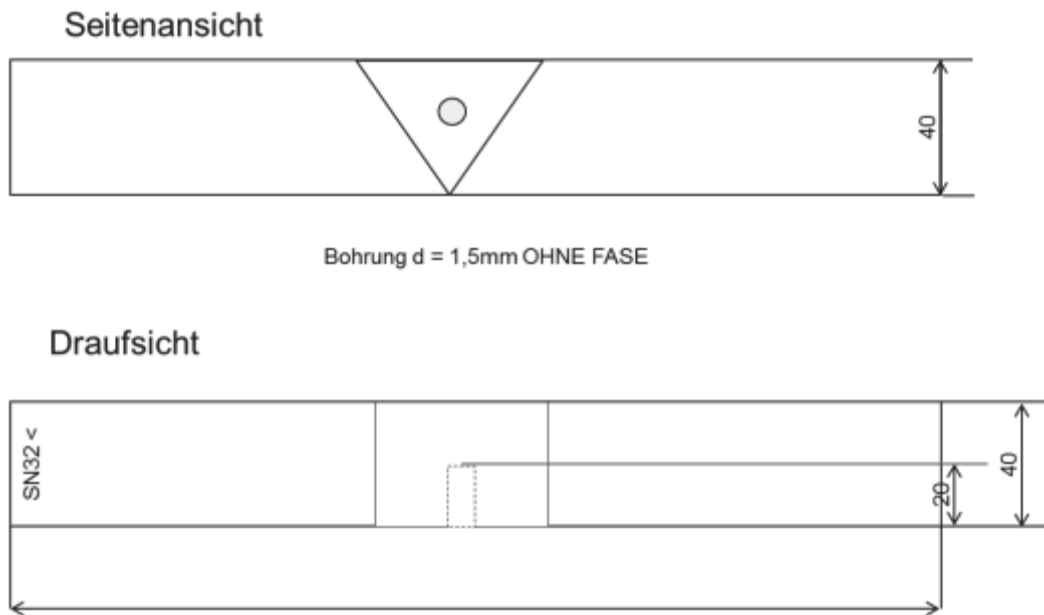


Bild 6.3 Fertigungsskizze für den UT-Testkörper SN 32

## 6.4 Zerstörungsfreie Prüfungen der optimierten Schweißnaht

Im folgenden Abschnitt wird die Ultraschallprüfung der optimierten Schweißnaht beschrieben. Der Einfluss auf die Prüfbarkeit durch die Veränderungen am Gefüge wird aufgezeigt.

Die optimierte Schweißnaht wurde einer im ersten Schritt zerstörungsfreien Prüfung unterzogen. Diese Prüfungen zur Qualifizierung einer Schweißnaht bestehen nach DIN EN ISO15614-1 aus:

- der Sichtprüfung nach DIN EN ISO 17637:2011-05,
- der Oberflächenrissprüfung nach DIN EN 571-1:1997-03,
- sowie der Durchstrahlungs- oder Ultraschallprüfung nach DIN EN 17636 (05-2013).

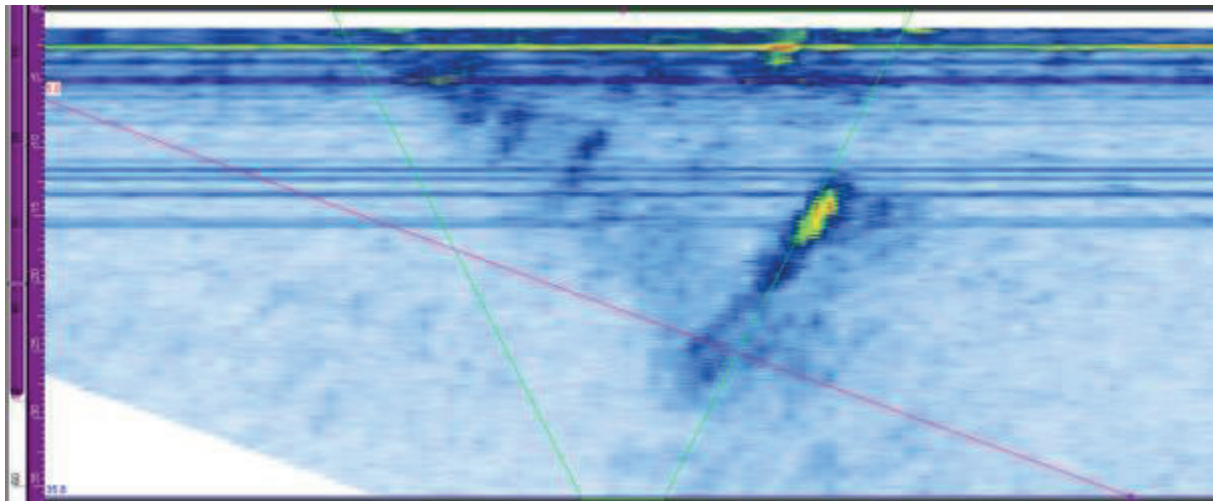
Da der Schwerpunkt der Untersuchungen auf der Ultraschallprüfung liegt, wurde hier auf die Durchstrahlungsprüfung der Schweißnaht verzichtet.

Der Ultraschall-Testkörper wurde, wie in Abschnitt 6.3.2 beschrieben, aus der Schweißung SN 32 hergestellt. Er wurde, wie die Testkörper zuvor, einer mecha-

nisierten Ultraschallprüfung unterzogen. Anschließend wurden die Scans zur Bewertung der gefügebedingten Ultraschallstreuung und zum Nachweis der Querbohrung in der Schweißnahtmitte ausgewertet.

Aufgrund der größeren Wanddicke von 35 mm ergibt sich eine Einschränkung des Vergleichs mit allen bisher dünnwandigeren, bei verschiedenen Parametern geschweißten Testkörpern. Die Auswertungen der Ultraschallsignale können jedoch unter Berücksichtigung der unterschiedlichen Wanddicken miteinander verglichen bzw. übertragen werden. Als vorteilhaft erweist sich die Möglichkeit, eine erste Einschätzung zur Übertragbarkeit auf stärkere Wanddicken vorzunehmen.

Für die Ultraschallprüfungen wurden analog zu den vorangegangenen Scans, die Transversalwelle bei einem Einschallwinkel von  $70^\circ$  ausgewertet.



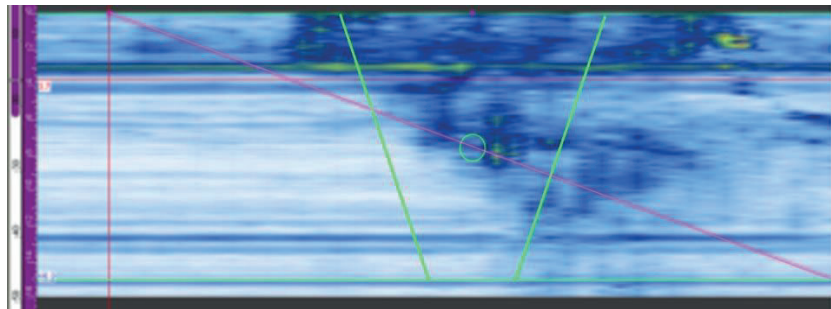
**Bild 6.4** Ultraschall-Phased-Array-Scan für den UT-Testkörper SN 32, 35 mm Wanddicke,  $70^\circ$  Einschallwinkel, 2,25 MHz.

Der Ultraschallscan für den Testkörper zeigt ein deutlich reduziertes Rauschen aus dem Gefüge (siehe Bild 6.4). Erkennbar ist dies an den wenigen dunkelblauen Bereichen, in der obigen Darstellung. Dies spricht für die positive Änderung des Ultraschall-Verhaltens aufgrund der modifizierten Schweißung. Was im engeren Sinne meint, dass durch den Parameter WIG Puls bei 50 Hz das Gefüge bei der Erstarrung so verändert wurde, dass das Ultraschallsignal mit den Gefügestrukturen weniger in Wechselwirkung tritt. Das Signal wird weniger gestreut oder abgelenkt. Das Signal kann ohne große Behinderungen zum Referenzreflektor vordringen und von diesem reflektiert werden.

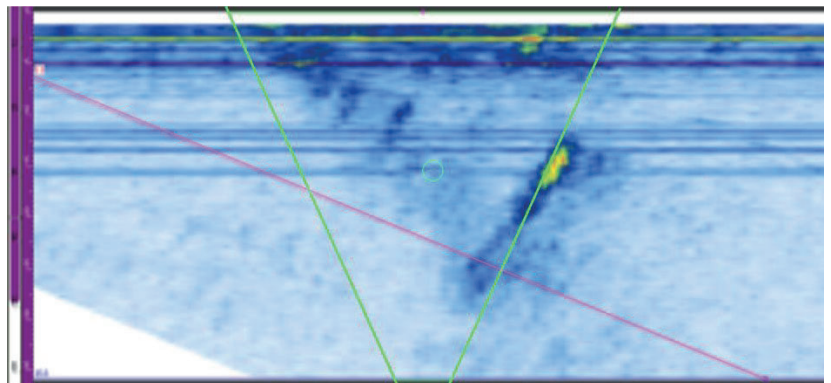
Eine signalstarke Anzeige liegt in der Höhe der Querbohrung, stimmt aber nicht mit deren tatsächlicher Position überein. Erkennbar ist die gute Reflexion, also die Signalstärke, anhand der gelb-grün-rot Farbcodierung. Dass die örtliche Lage des Reflektors nicht mit der tatsächlichen Position übereinstimmt ist typisch für austenitische Gefüge. Es deutet auf eine längere Laufzeit des Ultraschallsignals hin. Ursache hierfür ist die größere Wanddicke der SN 32 gegenüber der SN 19 (vgl. Tabelle 5.1, Bild 6.5, Bild 6.6).<sup>27</sup>

Es kann festgehalten werden, dass sich die erzeugten Ergebnisse am optimierten Testkörper SN 32 von denen der vorangegangenen Parameterschweißungen unterscheiden. Zum Vergleich sind hier noch einmal die Ultraschall-Phased-Array-Scans für die Ultraschall-Testkörper SN 19 (dünnwandig) und SN 32 (dickwandig) gegenübergestellt:

**Bild 6.5** Ultraschall-Phased-Array-Scan für den UT-Testkörper SN 19, dünnwandig



**Bild 6.6** Ultraschall-Phased-Array-Scan für den UT-Testkörper SN 32, dickwandig



Es zeigt sich, dass die im dünnwandigen Testkörper erzeugten Eigenschaften nicht ohne Einschränkungen auf eine dickwandige Schweißverbindung zu übertragen sind. Für die veränderte Laufzeitlänge des Ultraschalls aufgrund der größeren Wanddicken kann die Referenzbohrung nicht mehr mit ihrer tatsächlichen Lage in Korrelation gebracht werden.

<sup>27</sup> Der Testkörper mit der SN 19 ist eine Parameterschweißung mit 16 mm Wanddicke

Jedoch ist es außerordentlich gut gelungen ein starkes Signal von dem Referenzreflektor zu erhalten. Deutlicher als in der dünnwandigen Vergleichsschweißnaht SN 19. Das zeigt eine deutliche Verbesserung des Durchschallungsverhaltens durch das optimierte Gefüge hindurch, auch bei größeren Wanddicken.

## 6.5 Nachweis der mechanisch-technologischen Eigenschaften

Dieser Abschnitt dient zur mechanisch-technologischen Charakterisierung der Schweißnaht SN 32 und zeigt auf, welche Untersuchungen erforderlich sind, um die hergestellte, beeinflusste Schweißnaht hinsichtlich ihrer Materialkennwerte zu bewerten. Für die Schweißverbindung ist es abschließend erforderlich das Schweißgut zerstörenden Untersuchungen zu unterziehen. Es wird geprüft, ob sich die Standardkennwerte verschlechtert haben, gleichgeblieben sind, oder eine Verbesserung erzeugt werden konnte.

Das Standardprüfprogramm für die zerstörenden Untersuchungen von Schweißverbindungen, ist in Tabelle 6.1 dargestellt. Die Prüfungen wurden nach diesen Vorgaben durchgeführt.

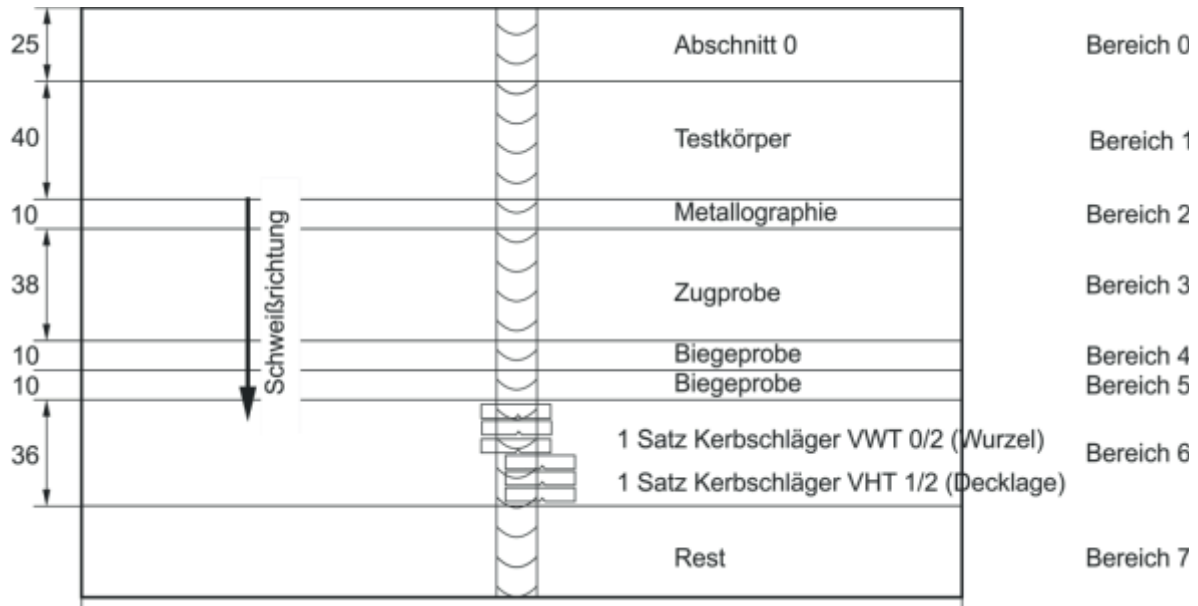
Tabelle 6.1: zerstörende Untersuchungen für SN

Prüfung:	Regelwerk:
Zugversuche	DIN EN ISO 6892-1 (metallische Werkstoffe Prüfverfahren bei Raumtemperatur), DIN EN ISO 6892-2 (Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur), DIN EN ISO 15579 (Metallische Werkstoffe - Zugversuch bei tiefen Temperaturen) ohne Feindehnungsmessung.
Kerbschlagbiegeversuche	DIN EN ISO 148-1 (Metallische Werkstoffe - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy - Teil 1: Prüfverfahren), DIN EN 14556 (Stahl - Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy (V-Kerb) - Instrumentiertes Prüfverfahren)).
Biegeversuch	an Schweißverbindung DIN EN ISO 5173 (Zerstörende Prüfungen von Schweißnähten an metallischen Werkstoffen – Biegeprüfungen).
Härteprüfung	DIN EN ISO 9015-1 (Härteprüfung für Lichtbogenschweißverbindungen).

Für die in dieser Studie angefertigte optimierte Schweißnaht wurden weniger Prüflinge hergestellt als in den Regelwerken gefordert. Grund hierfür ist das wenige zur Verfügung stehende Schweißgut. Der Probenumfang ergibt sich dann wie folgt



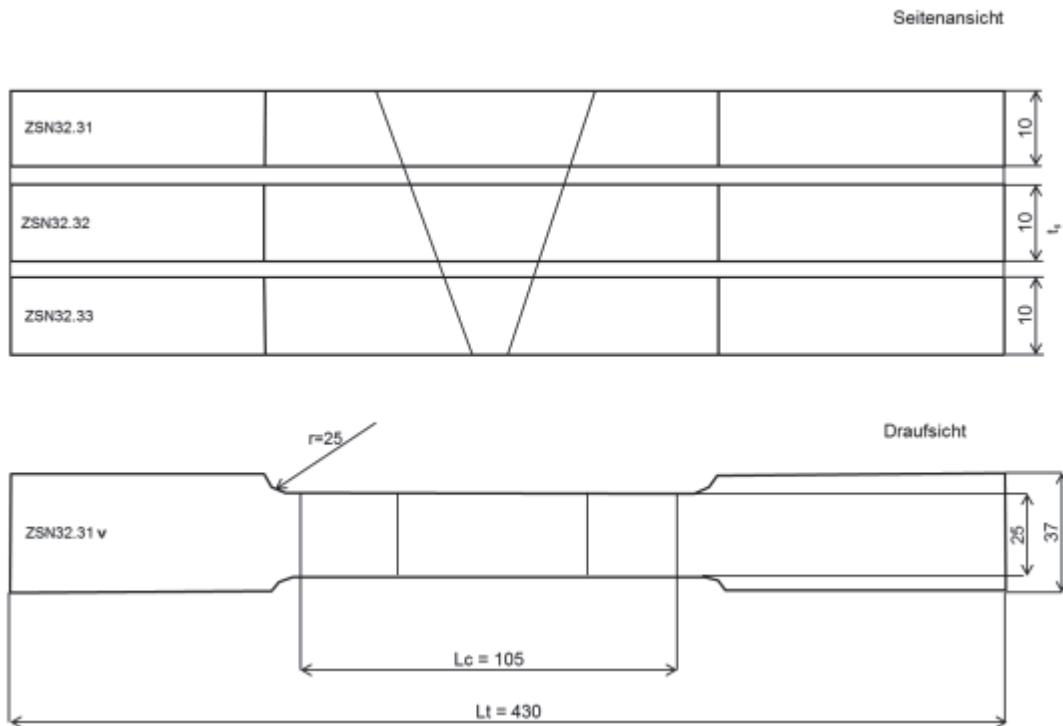
und wurde aus der optimierten Schweißnaht SN 32 entnommen, wie es in Bild 6.7 zu sehen ist. Die Schweißnaht wurde in die einzelnen Bereiche für Testkörper, Metallografie, Zugproben, Biegeproben, Kerbschlagproben aufgeteilt. Anfangs- und Endbereiche wurden nicht verwendet, da hier von einem noch nicht stabilisierten Schweißprozess ausgegangen wird (Nachauslaufzone).



**Bild 6.7** Probenentnahmeplan für zerstörende Prüfung für SN 32, optimierte Testnaht (schematisch).

### 6.5.1 Zugversuch

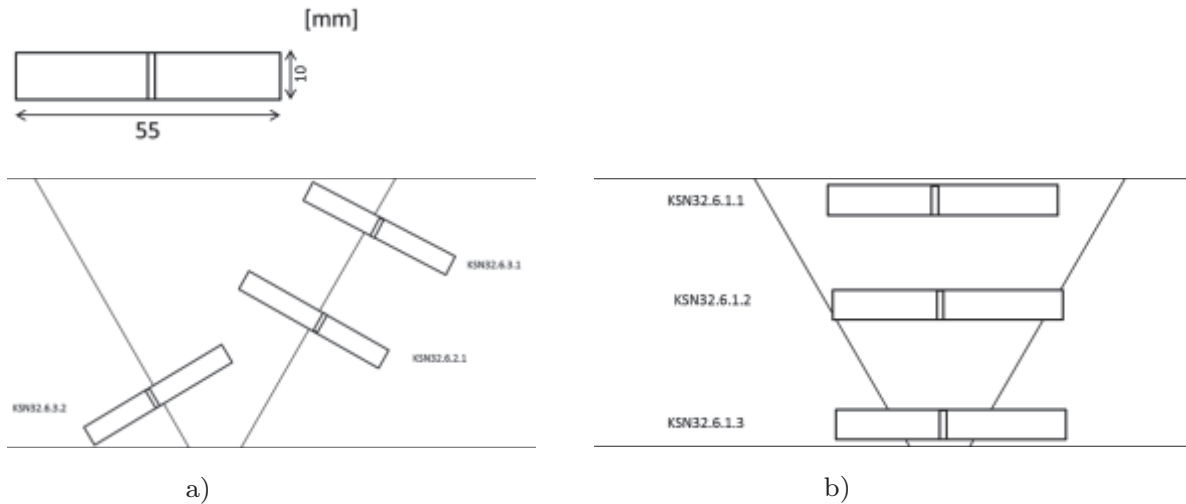
Zur Ermittlung der Höchstzugkraft  $F_m$  [kN] und der Zugfestigkeit  $R_m$  [MPa] wurden flache Querszugproben bei Raumtemperatur geprüft. Es wurden aus der SN 32 drei dieser Proben hergestellt: 1x Decklage, 1x Mittellage, 1x Wurzellage), um alle Bereiche der modifizierten Schweißnaht abzudecken. Der Schnittplan ist in Bild 6.8 zu sehen, die Proben nach dem Zugversuch sind im Anhang D.5 zu finden.



**Bild 6.8** Entnahmeplan Zugversuch , Abmessungen der Proben (DIN EN ISO 4136:2013-02, Bild 2a).

### 6.5.2 Kerbschlagbiegeversuch

In Ergänzung zum statischen Zugversuch wird der Kerbschlagbiegeversuch durchgeführt. Er spiegelt das Werkstoffverhalten bei Einwirkung von Stoß bzw. Schlagbelastung wieder. Ziel dieses Versuches ist es, das größtmögliche Verformungsverhalten im vorliegenden Werkstoffzustand der Schweißnaht nachzuweisen, wenn eine schlagartige Belastung auftritt. Zur Prüfung wurden zweimal drei Kerbschlagproben hergestellt, davon jeweils für das Schweißgut und den WEZ-Bereich 3 Proben. Um alle Bereiche der SN 32 abzudecken, wurden die Proben aus der Deck-, Mittel-, und Wurzellage entnommen. Das Bild 6.9 zeigt den Schnittplan für die Kerbschlagproben aus der WEZ (a) und aus dem Schweißgut (b). Folgende Bedingungen wurden bei der Herstellung der Proben beachtet: Entnahme der Proben max. 2 mm von der Oberfläche entfernt (gilt nicht für die Probe in Mittellage) und die Kerblage darf max. 1 mm neben der Schmelzlinie im Grundwerkstoff liegen. Die Prüfung wurde ohne Kraft-/ Wegermittlung sowie mit Ermittlung der Breitung und des matten Bruchanteils durchgeführt.

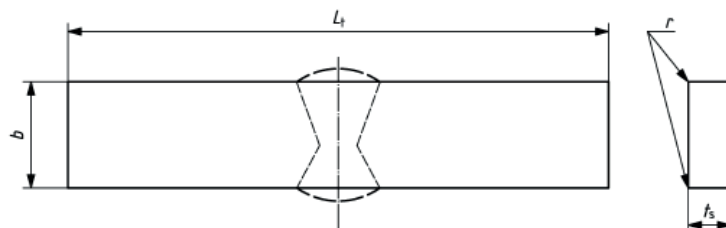


**Bild 6.9** Entnahmeplan Kerbschlagbiegeproben für die Bereiche a) WEZ und b) Schweißgut.

### 6.5.3 Biegeversuch

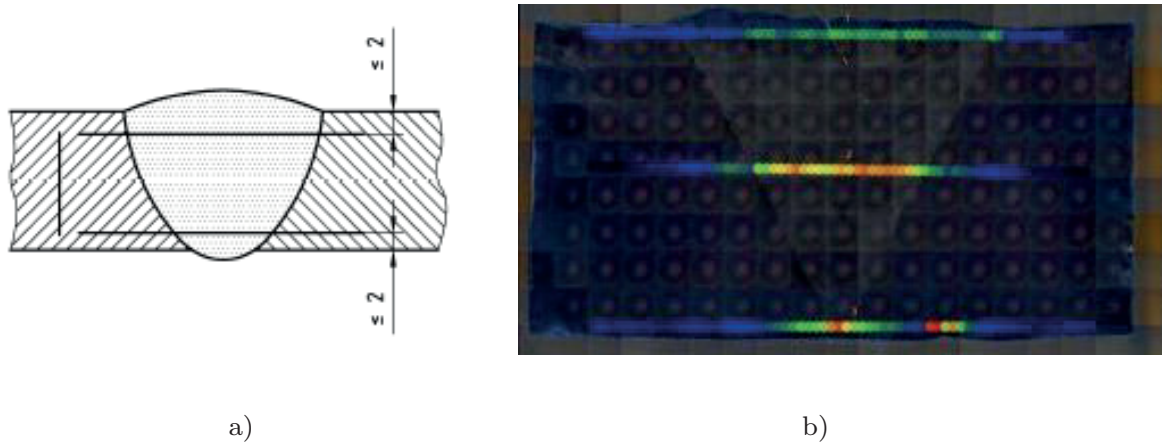
Der Biegeversuch bei Raumtemperatur dient zum Nachweis der Zähigkeit und Verformungsfähigkeit der Schweißnaht. Schweißverbindungen werden häufig mit dem Biegeversuch auf ihre Eigenschaften geprüft, weil die Prüfung einfach durchzuführen ist. Zur Ermittlung der Kennwerte für die modifizierte SN 32 wurden zwei Seitenbiegeproben quer zur Schweißnaht angefertigt. Die Oberfläche des Schweißnahtquerschnittes steht bei dieser Versuchsanordnung unter Zug. Die Abmessungen ergaben sich wie folgt: Probenbreite ( $t_s$ ) = 10 mm, Probenhöhe ( $b$ ) = 40 mm, Kantenradius ( $r$ ) = 2 mm. Die Probenlänge entsprach der gesamten Testkörperlänge ( $L_t$ ) senkrecht zur Schweißnaht (siehe Bild 6.10). Die Probe wird auf Rollen/ Dornen gelagert, sodass die Schweißnahtwurzel bei Kraftausübung auf die Decklage einer Druckbeanspruchung unterliegt. Die Kraft wird über einen Biegedorn bis zum Beginn eines Anrisses aufgebracht bzw. bis der geforderte Grad der Durchbiegung erreicht ist. Der Grad der Durchbiegung ergibt sich durch den Winkel  $\alpha$  gegenüber der unbeeinflussten Probe, vgl. [Tew48].

**Bild 6.10** Entnahmeplan Seitenbiegeproben über gesamte Testkörperlänge (DIN EN ISO 5173, Bild 3).



#### 6.5.4 Härteprüfung

Zur Beurteilung der Schweißverbindung wurden Härtereihen im Bereich der Deck- und Wurzellage nach HV10 am präparierten Makroschliff aufgenommen. Zusätzlich zur Beurteilung nach Norm, wurde eine Härtereihe im Bereich der Mittellage aufgenommen, (siehe Bild 6.11).



**Bild 6.11** Lage der Härtereihen im Bereich der Deck- und Wurzellage; a) DIN EN ISO 9015-1:2011-03, Bild 2a; b) Aufnahme am Makroschliff mit der Lage der drei Härtereihen (MPA)

#### 6.5.5 Ergebnisse der mechanisch-technologischen Untersuchungen

Der Abschnitt stellt dar, mit welchen Untersuchungen der Nachweis der Festigkeit der optimierten Schweißnaht erbracht wurde. Im Folgenden werden die Ergebnisse der zerstörenden Untersuchungen erläutert. Die Prüfprotokolle sind im Anhang D zu finden.

Um die mechanisch-technologischen Eigenschaften der mit dem WIG-Puls-Verfahren hergestellten Stumpfnahht zu ermitteln, wurde eine Schweißverfahrensprüfung in Anlehnung an DIN EN ISO 15614-1:2012-06 durchgeführt. Dafür wurden nach der Sichtprüfung nach DIN EN ISO 17637:2011-05 und der Oberflächenrissprüfung nach DIN EN 571-1:1997-03 aus dem Prüfstück Proben entsprechend DIN EN ISO 15614-1:2012-06, Tabelle 1 entnommen (siehe Anhang C.2).

Die zerstörungsfreien Prüfungen<sup>28</sup> gemäß dieser Tabelle ergaben für die SN 32 keine Befunde. D. h., dass die optimierte Schweißnaht keine Materialtrennungen zur Oberfläche hin oder im Volumen aufweist.

<sup>28</sup> Sichtprüfung und Oberflächenrissprüfung

### 6.5.6 Querzugversuch nach DIN EN ISO 4136:2013-02

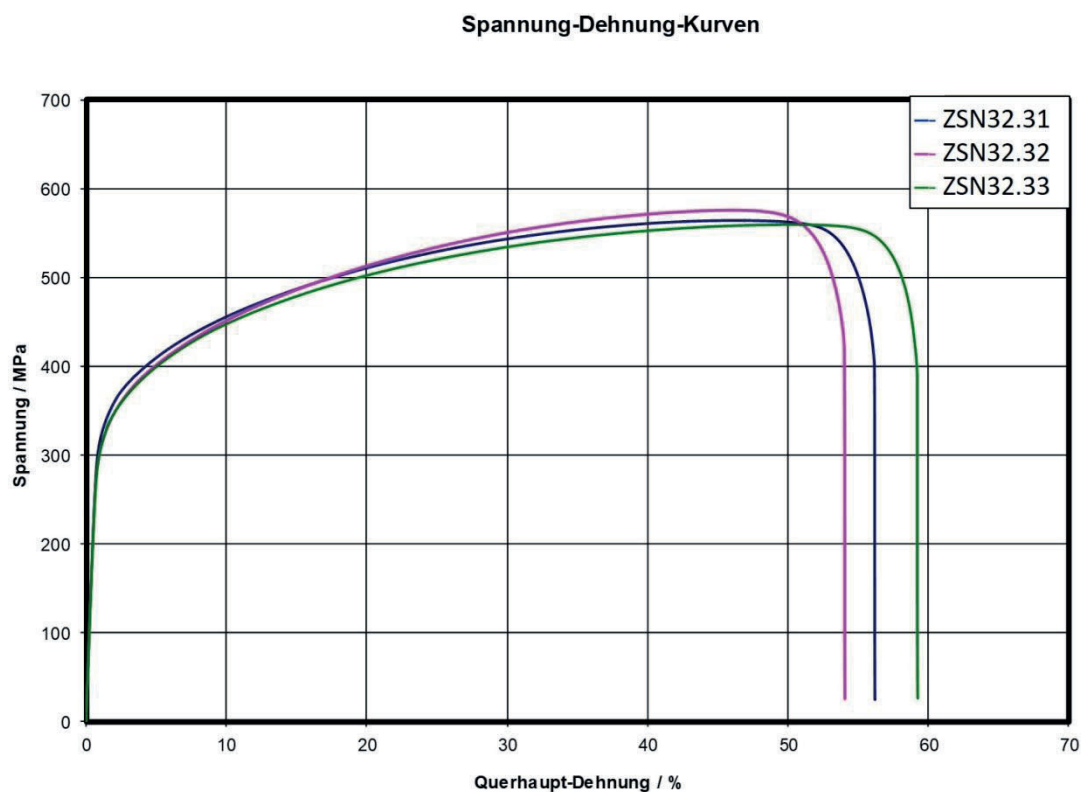
Aus dem Prüfstück wurden drei Proben entsprechend der Norm DIN EN ISO 4136:2013-02 mit  $(t_s) = 10$  mm,  $(b) = 25$  mm,  $(b_1) = 37$  mm und  $(L_c) = 100$  mm aus verschiedenen Zonen der Schweißnaht entnommen (siehe Bild 6.8). Die Probe ZSN 32.31 wurde aus dem Bereich der Decklage, die Probe ZSN 32.32 aus der Mitte und die Probe ZSN 32.33 aus dem Bereich der Wurzel entnommen. Der Zugversuch erfolgte kontinuierlich entsprechend der DIN EN ISO 6892-1:2009.

Alle Proben zeigen im Zugversuch ein sehr duktilen Verhalten und eine Bruchdehnung von mehr als 50% bei einer Brucheinschnürung  $Z$  von mehr als 59% (siehe Bild 6.12). Kennzeichnend für einen guten, homogenen Werkstoff ist ein trichterförmiger, oft mit wenig gezacktem Rand erhaltender Bruch. Je weicher ein Werkstoff, bzw. je weniger Kohlenstoff er enthält, umso stärker ist die Verformung bzw. Randhöhe der Trichterform (Verformungsbruch). Die Trichter verschwinden mit zunehmender Festigkeit und steigendem Kohlenstoff-Gehalt, sodass schließlich ein verformungsloser Trennbruch auftritt, der auf hohe Sprödigkeit und bei normaler Wärmebehandlung auf hohe Festigkeit zurückzuführen ist, vgl. [Tew48].

Die genauen Maße der Proben nach dem Bruch sind in der nachfolgenden Tabelle 6.2 angegeben. Die Dokumentation der Prüfung in Form von Protokollen und Fotos der Proben nach den Versuchen, kann Anhang D entnommen werden.

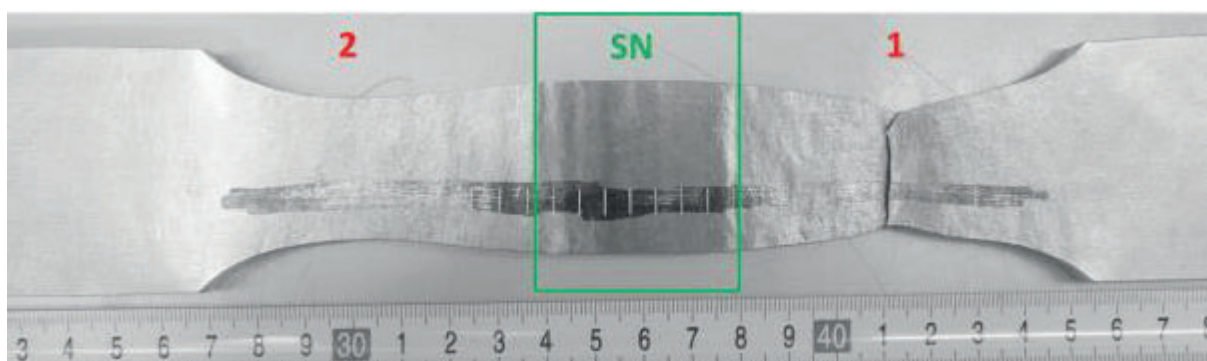
Tabelle 6.2: Kennwerte der Querzugproben zur SN 32

Kennwert	Probe ZSN 32.31	Probe ZSN 32.32	Probe ZSN 32.33
0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	323	307	307
Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	554	576	560
Bruchdehnung $A_u$	55%	52,9%	58%
Brucheinschnürung $Z$ [%]	59	59	62
2. Einschnürung an der zweiten Stelle [%]	36	33	33
Einschnürung an der Schweißnahtmitte [%]	4	4	0

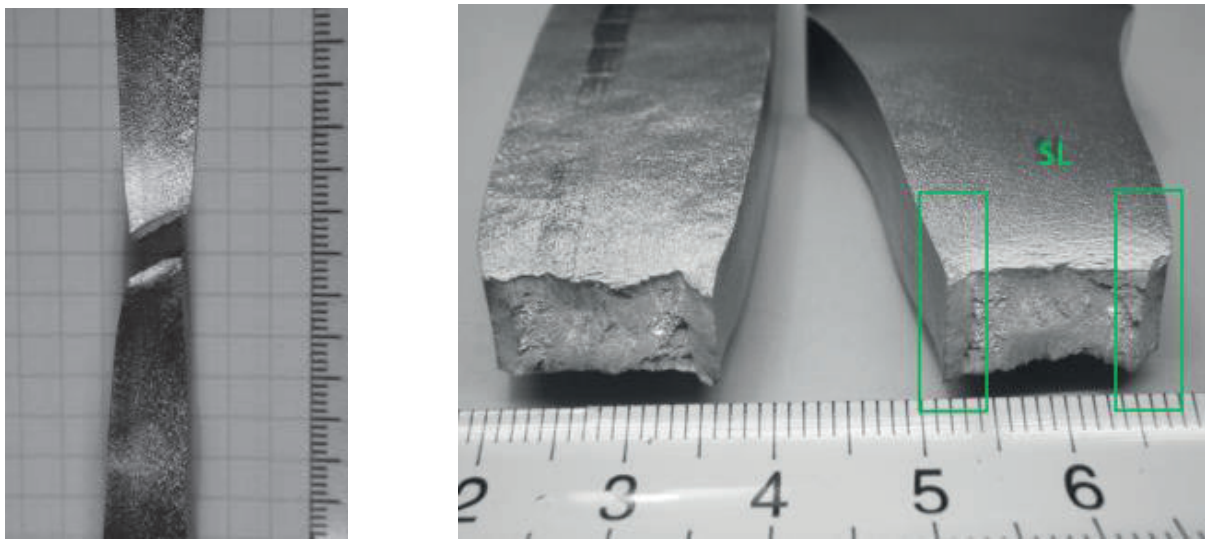


**Bild 6.12** Technische Spannungs-Dehnungs-Verläufe für Querkzugproben der SN 32.

Am Beispiel der Probe ZSN 32.31 (siehe Bild 6.13) werden die Charakteristiken der Ergebnisse aus dem Querkzugversuchs dargestellt. Die Proben zeigen im Bereich der Schweißnaht aufgrund der höheren Festigkeit des Schweißgutes (SN), (vgl. Härteprüfung), fast keine Verformung (Dehnungen bis max. 4%). Die Dehnung ist vor dem Bereich (2) und hinter dem Bereich (1) der Schweißnaht im Grundwerkstoff lokalisiert.



a)



b)

c)

**Bild 6.13** Zugprobe ZNSN 32.31 nach der Prüfung; a) Einschnürung beim Bruch (1), Einschnürung (2) vor der Schweißnaht (SN); b) Seitenansicht der Bruchfläche; c) Bruchfläche im Grundwerkstoff.

Die Bruchflächen der Proben zeigen einen typischen Scherbruch, der  $45^\circ$  zur Hauptspannungsachse in Zugrichtung verläuft (siehe Bild 6.13 b)). Ein weiteres charakteristisches Merkmal sind die im Bereich der Brucheinschnürungen der Probe zu sehenden Scherlippen (SL), die eine Trennfläche von  $45^\circ$  zur schmalen Probenaußenseite zeigen (siehe Bild 6.13 c)).

#### 6.5.7 Kerbschlagbiegeprüfung nach DIN EN ISO 9016:2013-02

Es wurden in Übereinstimmung mit der Norm zwei Sätze Kerbschlagbiegeproben aus dem Prüfstück entsprechend aus DIN EN ISO 9016:2013-02, Tabelle 2 (siehe Bild 6.9) entnommen, wobei ein Satz in die Position VWT 0/b und ein Satz in die Position VHT 1/b gelegt wurde. Die Bezeichnungen haben folgende Bedeutung:

V Charpy V-Kerbe,

W Kerbe im Schweißgut; die Bezugslinie ist die Mittellinie der Schweißnaht an der Probenlage,

H Kerbe in der Wärmeeinflusszone; die Bezugslinie ist die Schmelzlinie oder Bindezone (die Kerbe erfasst die Wärmeeinflusszone),

T Kerbe durch die Dicke,

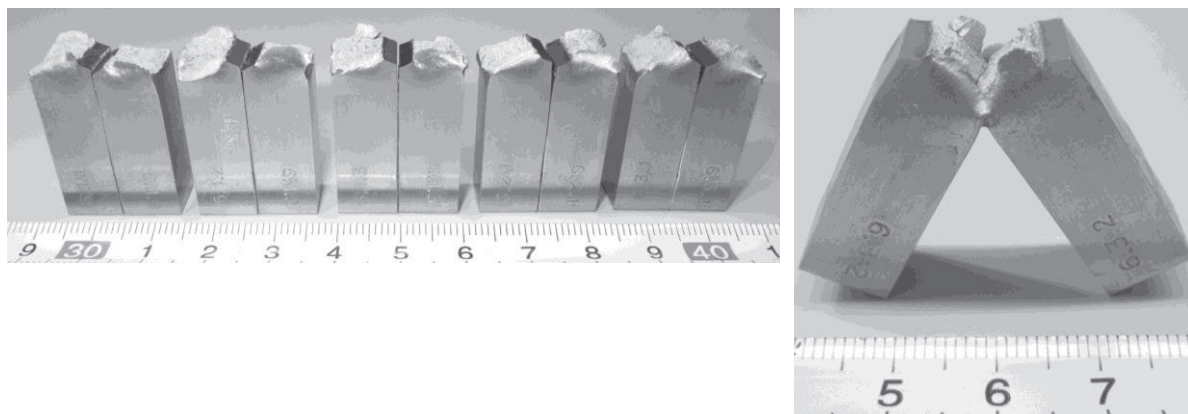
## 6 Resultat: Der Testkörper mit optimierter Schweißnaht

b der Abstand zwischen der Oberseite der Schweißverbindung zur nächstgelegenen Oberfläche der Probe (wenn b auf der Oberfläche der Schweißnaht liegt, ist  $(b) = 0$  und sollte aufgezeichnet werden).

Die genaue Lage der Kerbschlagproben beschreibt die Tabelle 6.3. Die Skizze zur Lage der Proben ist Bild 6.9 zu entnehmen. Im Anhang B sind die Prüfprotokolle der Kerbschlagbiegeversuche bei Raumtemperatur festgehalten sowie die detaillierten Aufnahmen der Bruchflächen dargestellt.

Tabelle 6.3: Übersicht zur Kerbschlagproben-Lage

Probennr. KSN 32. xx	Lage	Material
6.1.1	Decklage	Schweißgut
6.1.2	Mittellage	
6.1.3	Wurzellage	
6.2.1	Mittellage	1 mm neben Schmelz- line in WEZ, GW Seite
6.3.1	Decklage	
6.3.2	Wurzellage	



**Bild 6.14** Kerbschlagproben KSN 32.6.1.1 bis 3, KSN 32.6.2.1, KSN 32.6.3.1 bis 2 nach der Prüfung.

Die Übersichtsaufnahme der Kerbschlagproben (siehe Bild 6.14) nach der Prüfung zeigt ein 100%iges duktiles Aussehen der Bruchflächen mit der typischen Einschnürung im Bruch. Dieses Aussehen kennzeichnet den Verformungsbruch und steht für gute Zähigkeit der geprüften Schweißverbindung. Die charakteristischen



Scherlippen in  $45^\circ$  zur Probenaußenseite sind auch hier wieder zu finden. Die Proben sind echt duktil gebrochen. Die mittlere seitliche Breitung<sup>29</sup> bei den Kerbschlagversuchen liegt bei 2,04 mm. Dieser hohe Wert, das charakteristische Aussehen der Scherlippen und die an den äußeren Bereichen der Proben zu erkennenden Verformungsbrüche sowie der im Kern der Probe erfolgte Trennbruch, entsprechen der Charakteristik für duktilen Probenverhalten.

Dies ist ein typisches Verhalten für austenitische Werkstoffe, sie zeigen auch bei niederen Temperaturen (hier RT) eine hohe Zähigkeit. Die Bruchflächen erscheinen wenig körnig kristallin, im Hauptanteil sehnig, sodass von einem Trennbruch gesprochen werden kann. Es konnten keine Sprödbruchanteile bestimmt werden. Die duktile Verformung und starke Deformation bei der Raumtemperatur-Prüfung lassen auf einen hohen Energiebedarf der Kerbschlagarbeit schließen. Die mittlere verbrauchte Kerbschlagenergie KV2 liegt bei 156 J. Die plastische Verformung vor dem Bruch und eine hohe Schlagarbeit sind für den zähen austenitischen Werkstoff kennzeichnend.

Die Probe 6.3.2 wurde im Versuch durch die Auflager gezogen und zeigt deswegen keine vollständige Materialtrennung. Nach Norm ist der Versuch gültig.

#### 6.5.8 Querbiegeprüfung nach DIN EN ISO 5173:2012-02

Da die Schweißnaht mit 220 mm Länge nicht ausreichend ist für die vollständige Probenanzahl,<sup>30</sup> wurde die Anzahl der Biegeproben auf zwei reduziert und diese normkonform als Seitenbiegeproben quer zur Stumpfnah (SBB) entsprechend DIN EN ISO 5173:2012-02, Bild 3 geprüft (siehe Bild 6.10).

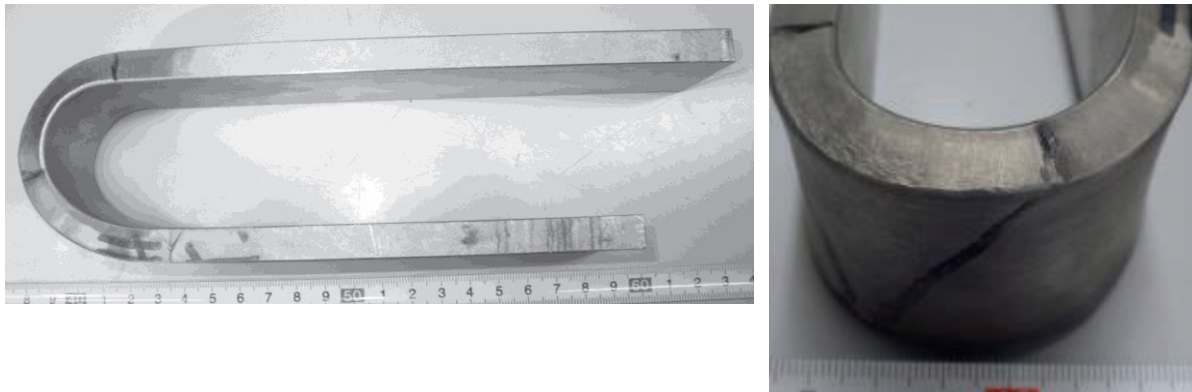
Die zwei Proben mit den Abmessungen:  $(L_t) = 430$  mm,  $(t_s) = 10$  mm und  $(b) = 40$  mm wurden dafür über einem Dorn mit einem Durchmesser von 40 mm und einem Abstand zwischen den Stützrollen von 65 mm bis zu einem Winkel von  $180^\circ$  verformt.

---

<sup>29</sup> Ausbauchung am seitlichen Probenrand

<sup>30</sup> Vgl. zum in der Norm geforderten Probenumfang

## 6 Resultat: Der Testkörper mit optimierter Schweißnaht

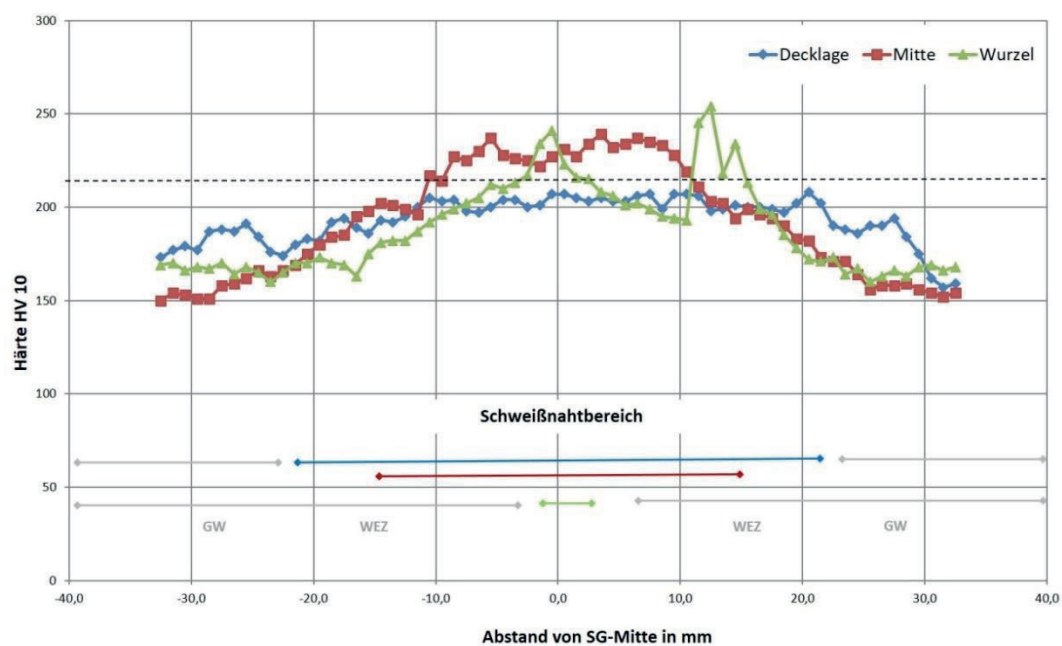


**Bild 6.15** Seitenbiegeproben BSN 32.54 nach der Biegeprüfung.

Nach der Prüfung ließen sich keine Risse oder sonstige Fehler an der Schweißnaht feststellen (siehe Bild 6.15; Anhang D.6).

### 6.5.9 Härteprüfung nach DIN EN ISO 9015-1:2011-03

Die Härte wurde entsprechend Bild 2a nach DIN EN ISO 9015-1:2011-03 mittels HV 10 und einem Abstand von 1 mm zwischen den einzelnen Abdrücken bestimmt (siehe Bild 6.11; Anhang D.4)



**Bild 6.16:** Zusammengefasste Darstellung der Härteverlaufskurven für die Deck-, Mittel- und Wurzellage der modifizierten Schweißnaht SN 32.

Es wurden Härtekurven über den gesamten Bereich Grundwerkstoff (GW) - WEZ - SN - WEZ - GW aufgenommen, jeweils für die Decklage, Mittel- und Wurzellage der Schweißnaht. Bild 6.16 zeigt die gemessenen Werte jeweils bezogen auf den Abstand von der Schweißnahtmitte ( $x = 0$ ). Der Bereich der Schweißnaht ist im Diagramm gekennzeichnet: Ausdehnung der Decklage blaue - Linie, Ausdehnung der Mittellage - rote Linie, Ausdehnung der Wurzellage - grüne Linie und Grundwerkstoff – graue Linien. Die gestrichelte Linie gibt die maximalen Werte für die Härte im Grundwerkstoff an (ca. 230 HV).

Es ergibt sich der für eine Schweißnaht typische Verlauf: Ein Anstieg der Härte ist im Bereich der WEZ (von GW nach WEZ) zu erkennen. Die Schweißnaht selbst zeigt die höchsten Werte. Das ist ein aufgrund der höheren Festigkeitskennwerte der Schweißnaht erzielter und gewünschter Effekt.

Die mechanisch-technologischen Untersuchungen zeigen keine Auffälligkeiten im Bereich der optimierten Schweißnaht. Die durchgeführten Untersuchungen zeigen die für diese Verbindungsart typischen Verlaufskurven und Resultate, und weisen nach, dass die Modifizierungen am Gefüge durch den veränderten Schweißparameter WIG Puls 50 Hz den Werkstoff bzw. die Schweißnaht nicht verändert haben.

*6 Resultat: Der Testkörper mit optimierter Schweißnaht*

## 7 Zusammenfassung

Schweißverbindungen aus austenitischen Werkstoffen werden häufig in Komponenten mit höchsten Anforderungen an die Korrosionsbeständigkeit, bei hohen Temperaturen sowie bei sicherheitstechnisch besonders im Fokus liegenden Bauteilen eingesetzt. Die häufigste Anwendung ist die in kerntechnischen und in chemischen Anlagen, sowie in konventionellen thermischen Kraftwerken. Hierbei ist die Aussagesicherheit von zerstörungsfreien Prüfungen wie der Ultraschallprüfung, für den weiteren Betrieb und die Beurteilung der Lebensdauer im Rahmen von Qualitätssicherungsmaßnahmen und bei wiederkehrenden Prüfungen unabdingbar. Die Beurteilung von Anzeigen aus der Ultraschallprüfung ist jedoch aufgrund der besonderen Eigenschaften dieser Schweißverbindungen erschwert. Die seit langem bekannte Ursache hierfür ist das sich ausbildende grobe, stark orientierte Stängelkristallitgefüge und die damit einhergehenden akustischen anisotropen Eigenschaften der Gefügestrukturen, vgl. [Tom80]. Durch die starke Wechselwirkung der Ultraschallwellen mit dem Gefüge können Anzeigen bei der Ultraschallprüfung fehlinterpretiert werden. Zahlreiche Ansätze wurden verfolgt, um die Ultraschallprüftechniken hinsichtlich dieser Problematik anzupassen und zu optimieren. Es wurden in der Vergangenheit Anleitungen zur Ultraschallprüfung austenitischer Schweißnähte mit angepasster Prüftechnik veröffentlicht, vgl. [Neu88]. Weiterhin sind die Erkenntnisse in die geltenden Regelwerke eingeflossen, wie z. B. in die sicherheitstechnische Regel des kerntechnischen Ausschusses (KTA), die KTA 3201.3 „Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren, Teil 3: Herstellung“ (11-2007) und die KTA 3201.4 „Komponenten des Primärkreises von Leichtwasserreaktoren Teil 4: Wiederkehrende Prüfungen und Betriebsüberwachung“ (11-2010). Jedoch konnte damit nicht die Problematik der groben, stark orientierten Gefügestrukturen reduziert werden.

Die Zielstellung der vorliegenden Arbeit ist es, den Einfluss verschieden ausgeprägter Gefügestrukturen austenitischer Schweißverbindung hinsichtlich einer verbesserten oder erleichterten Ultraschallprüfung aufzuzeigen. Es wurden unterschiedliche Gefügestrukturen der Schweißverbindungen durch Variationen jeweils eines Parameters bei der Schweißung oder im Anschluss an die Erstarrung erzeugt.

Von geänderter Temperaturführung bzw. Zwischenlagentemperaturen, Vibrationsbeeinflussung des Schmelzbades, über den Einfluss verschiedener konstanter oder veränderlicher Magnetfelder bis hin zu Beeinflussung des Schweißprozesses durch Pulsung des Schweißstroms, wurde ein breiter Bereich an möglichen Einflussfaktoren auf die Erstarrung des Gefüges abgedeckt. Die Bearbeitung der Schweißraupen unmittelbar nach der Erstarrung greift darüber hinaus in den Bereich der Schweißnahtnachbehandlung ein.

Anhand dieser experimentellen Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass sich das Gefüge bei der Erstarrung oder unmittelbar im Anschluss im verfestigten Zustand modifizieren lässt.

Auffällig ist die Tatsache, dass, nicht wie zu Beginn der Untersuchung angenommen, eine starke Verfeinerung des Korns bzw. eine ausgeprägte optische Veränderung der Gefügestruktur (Makroschliffe) direkt eine Verbesserung der Ultraschallprüfung zu Folge hat. Es hat sich vielmehr gezeigt, dass es einen Mittelwert gibt, bei dem die Ultraschallprüfung erleichtert wird und bei Überschreitung dieses Mittelwertes wieder eine Umkehr oder Verschlechterung des Effektes bzw. Einflusses auf die Ultraschallprüfung eintritt.

Es wurde gezeigt, dass sich eine Verbesserung der Ultraschallprüfung hinsichtlich Lokalisation des Referenzreflektors bei der Beeinflussung der Schweißung mit einem gepulstem WIG-Strom bei einer Pulsfrequenz von  $f = 50$  Hz einstellt (siehe Kapitel 5.7).

Weiterhin konnte deutlich gezeigt werden, dass die Signalstärke und somit die Qualität des Signals, gegenüber anderen Parametern deutlich erhöht ist. Die daraus resultierenden Ultraschallscans sind besser zu interpretieren und besitzen ein gutes Fehlernachweisvermögen. Für ein solches Gefüge kann von einer verbesserten Ultraschallprüfung gesprochen werden.

Mechanisch-technologische Untersuchungen zeigten, dass alle geforderten Kennwerte der beeinflussten Schweißnaht (nach DIN EN ISO 15614-1:2012-06) für Kerbschlagzähigkeit, Zugfestigkeit, etc. eingehalten und nicht verschlechtert wurden.

Die Anwendung von WIG-Pulsströmen mit 50 Hz ist einfach, ohne großen Kostenaufwand in die Praxis zu übertragen. Es ist allerdings gegebenenfalls notwendig, bestehende Schweißanlagen um eine WIG-Puls-Strom-Steuereinheit zu erweitern.

## 8 Ausblick

Die im Rahmen des vom BMWi geförderten Forschungsprojektes der Reaktorsicherheitsforschung mit der Vorhabenummer 1501384 durchgeführten Untersuchungen konnten aufgrund der begrenzten Projektlaufdauer nicht statistisch abgesichert werden. Wiederholende Schweißungen des Parameters WIG-Puls-Schweißung mit 50 Hz sind zu empfehlen, um den Nachweis zu erbringen, dass der positive Einfluss des veränderten Gefüges auf die Ultraschallauswertung reproduzierbar ist.

Im Anschluss an die statistische Absicherung ist es denkbar, eine Empfehlung für Neuschweißungen oder Reparaturkonzepte für austenitische Schweißverbindungen abzuleiten, unter Beachtung und Einbeziehen geltender Regelwerke. Somit wird eine Möglichkeit aufgezeigt, zukünftige Komponenten aus austenitischen Werkstoffen prüfgerechter herzustellen, Reparaturkonzepte dahingehend anzupassen bzw. zu optimieren und die bestehenden ausführlich besprochenen Probleme bei der Ultraschallprüfung zu reduzieren.

Die Problematik des Einflusses der Anisotropie auf die Nachweisempfindlichkeit und das Nachweisvermögen von Fehlern in austenitischen Schweißverbindungen, lässt sich auch auf Bauteile und Komponenten mit austenitischen Plattierungen übertragen, die zum Korrosionsschutz auf die Innenseiten ferritscher Rohrleitungen aufgebracht sind. Für die Verbesserung der Ultraschallprüfung ist es zu empfehlen, Untersuchungen mit Plattierungsschweißungen unter gleichen gefügeverändernden Beeinflussungen durchzuführen, wie in der hier vorliegenden Arbeit.

Weiterhin sind die zunehmend in der Verwendung zu findenden Nickel-Legierungen den austenitischen Gefügestrukturen sehr ähnlich. Schweißnähte auf der Basis von nickelbasierten Legierungen bilden gleichermaßen eine inhomogene Kornstruktur bei der Erstarrung aus. Denn die Ähnlichkeit in der Ausbildung von groben, stark orientierten Gefügestrukturen aus der Prüfpraxis zeigt, dass für die Ultraschallprüfung von Nickel-Legierungen, insbesondere bei dickwandigen Bauteilen und oder bei Bauteilen mit nur einseitiger Zugänglichkeit der Schweißverbindung (oder Plattierung), die Ultraschallprüfungen und Beurteilungen der An-

zeigen vor den gleichen Problemen stehen, wie für die hier untersuchten austenitischen Schweißverbindungen. Diese Werkstoffe stellen, gleichermaßen wie die austenitischen Stähle, für die Ultraschallprüfung eine große Herausforderung und Schwierigkeit zugleich dar.

Es ist denkbar, die Untersuchungen die in dieser Arbeit durchgeführt wurden, um die Werkstoffgruppe der Nickelbasislegierungen, insbesondere für Hochtemperaturanwendungen, zu erweitern und die Ergebnisse gegebenenfalls zu übertragen bzw. miteinander zu vergleichen. Ebenso gilt diese Empfehlung für die Herstellung von verschiedenartigen Mischschweißverbindungen aus austenitischen Werkstoffen oder Nickelbasislegierung.



## 9 Literaturverzeichnis

- [Are09]: Aretov, I. (2009): Einfluss der Kaltdrahtzufuhr beim Unterpulverschweißen von hochwarmfesten Nickelbasislegierungen. Zugl.: Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2008. Aachen: Shaker (Aachener Berichte Fügetechnik, 2009,2).
- [Bai77] Baikie, B.; Yapp, D. (1977): Oriented structures and properties in type 316 stainless-steel weld metals. Sheffield University: Metals Society of London. In: Proceedings of an International Conference on Solidification and Casting, S. 438–443.
- [Bar08] Bargel, H.-J. 10. bearb. Aufl. (2008): Werkstoffkunde. Unter Mitarbeit von Hermann Hilbrans und Günter Schulze. 10. bearb. Aufl. Berlin [u.a.]: Springer (VDI-Buch).
- [Bau96] Bauer, S.; Nolze, G, Metallurgical investigations in the project SMT4-CT95-2012 “Effect of Ultrasonic Scattering on Inspection of Austenitic Welds” funded by the Commission of the European Communities under the Standards, Measurements & Testing Programme, 1996–1999, DG XII, Brussels; BAM, Lab. VIII.42, D-12200 Berlin
- [Ber06] Berger, Peter (2006): Laserstrahlschweißen mit magnetischer Beeinflussung. In: Laser Magazin, 2006 (2).
- [Ber09] Berger (2009), Peter: Gestaltung und Kontrolle des Nahtdurchhangs beim Schweißen. Forschungsvorhaben. IFSW Universität Stuttgart.
- [Böh08] Böhler (2008): Handbuch der Böhler Schweißtechnik. Wissenswertes für den Schweißer. Austria GmbH.
- [Cam04] Campanella, T. (2004): Grain Refinement Induced by Electromagnetic Stirring: A Dendrite Fragmentation Criterion. In: Metallurgical and Materials Transactions A, 2004 (Vol. 35A), S. 3201–3210.

- [Cam77] Campbell, J.; Caton P.D. (1977): Grain refinement of electroslag remelted ingots. London: The Metals Society. In: Proceedings of an International Conference on Solidification and Casting (Book 192), S. 208–217.
- [Che08] Cheng, Jiangbo; Xu, Binshi; Liang, Xiubing; Wu, Yixiong; Liu, Zhengjun (2008): Effect of electromagnetic stirring on the microstructure and wear behavior of iron-based composite coatings. In: Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material 15 (4), S. 451–456. DOI: 10.1016/S1005-8850(08)60085-7.
- [Deu02] Deutsch, V. (2002): Messtechnik mit Ultraschall. Wuppertal: Castell-Verl. (ZfP - kompakt und verständlich, 2).
- [Dil72] Dilthey, Ulrich (1972): Beitrag zur Lichtbogensteuerung durch transversale Zusatzmagnetfelder bei mechanisierten Lichtbogenschweißverfahren. Techn. Hochsch., Fak. f. Maschinenwesen, Aachen.
- [DIN00] DIN ISO 4063:2000: Schweißen und verwandte Prozesse - Liste der Prozesse und Ordnungsummern.
- [Dom01] Domke, W.10. verb. Aufl., [Nachdr.] (2001): Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung. 10. verb. Aufl., [Nachdr.]. Düsseldorf: Girardet.
- [Eck08] Eckert, S.; Nikrityuk, P.; Rübiger, D.; Eckert, K.; Gerbeth, G. (2008): Efficient Melt Stirring Using Pulse Sequences of a Rotating Magnetic Field. Part I. Flow Field in a Liquid Metal Column. In: Metall and Materi Trans B 39 (2), S. 374–386. DOI: 10.1007/s11663-008-9147-5.
- [Ern04] Ernst, Hardy (2004): Experimentelle Verifizierung von Modellvorstellungen zur Schallausbreitung in anisotropen Materialien. Dissertation. TU Bergakademie, Freiberg.
- [Esk97] Eskin, G. (1997): Principles of ultrasonic Treatment: Application for Light Alloy Metals. In: Advanced Performance Materials 4, 1997, S. 223–232.
- [Gao07] Gao, Yu-Lai; Li, Qiu-Shu; Gong, Yong-Yong; Zhai, Qi-Jie (2007): Comparative study on structural transformation of low-melting pure Al and high-melting stainless steel under external pulsed magnetic field. In: Materials Letters 61 (18), S. 4011–4014. DOI: 10.1016/j.matlet.2007.01.007.

- [Got14] Gottstein, G.4., neu bearb. Aufl. 2014 (2014): Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. Physikalische Grundlagen. 4., neu bearb. Aufl. 2014. Berlin: Springer Vieweg (Springer-Lehrbuch).
- [GuJ97] Gu, J.; Beckermann, C.; Giamei, A. (1997): Motion and remelting of dendrite fragments during directional solidification of a nickel-base superalloy. In: Metallurgical and Materials Transactions A 28 (7), S. 1533–1542. DOI: 10.1007/s11661-997-0215-2.
- [Gus99] Gust, W.; Prokopenko, H.; Kozlov, A.; Mordyuk, B.; Abramov, V. (1999): Ultrasonic shock treatment of welded joints. In: Materials Science 35 (5), S. 678–683. DOI: 10.1007/BF02359355.
- [Hel77] Hellawell, A. (1977): Heterogeneous nucleation and grain refinement in aluminium castings. In: Proceedings of an International Conference on Solidification and Casting (Book 192), S. 161–168.
- [Hel97] Hellawell, A.; Liu, S.; Lu, S. (1997): Dendrite fragmentation and the effects of fluid flow in castings. In: JOM 49 (3), S. 18–20. DOI: 10.1007/BF02914650.
- [Hes94] Hesselmann, Winfried (1994): Zum Einfluß der elastischen Anisotropie bei der Ultraschallprüfung austenitischer Plattierungen. Dissertation. TU Berlin, Berlin.
- [Hud85] Hudgell, R.ND-R-1201(R) (1985): The Ultrasonic Inspection of Austenitic Materials - State of the Art Report. Unter Mitarbeit von B. S. Gray. ND-R-1201(R). Warrington (CSNI Report No. 94).
- [Jan99] Janaki Ram, G. (1999): Fusion Zone Grain Refinement in Aluminum Alloy Welds through Magnetic Arc Oscillation and Its Effect on Tensile Behavior. In: Journal of Materials Engineering and Performance, 1999 (Vol. 8 (5)), S. 513–520.
- [Jin08] Jin, Wenzhong; Bai, Fudong; Li, Tingju; Yin, Guomao (2008): Grain refinement of superalloy IN100 under the action of rotary magnetic fields and inoculants. In: Materials Letters 62 (10–11), S. 1585–1588. DOI: 10.1016/j.matlet.2007.09.028.
- [Kal05] Kallien, Lothar (2005): Leichtmetall-Sand- und -Kokillenguss. In: Gießerei 05, 2005 (92), S. 54–59.
- [Kil02] Killing, R.; Killing, U.; Behnisch, H.2., überarb. Aufl. (2002): Verfahren der Schweißtechnik. 2., überarb. Aufl. Düsseldorf: Verl. für Schweißen

- und Verwandte Verfahren DVS-Verl. (Fachbuchreihe Schweißtechnik, 128/1).
- [Kno02] Knopp, N. (2002): WIG-Schweißen mit Impulsen im höheren Frequenzbereich. In: EWM Hightech Welding GmbH Newsletter 09, 2002 (WM019900;09.02), S. 1–7.
- [Kou88] Kou, S.; Le, Y. (1988): Welding parameters and the grain structure of weld metal - A thermodynamic consideration. In: Metallurgical Transactions A 19 (4), S. 1075–1082. DOI: 10.1007/BF02628392.
- [Kra78] Kraus, S. (1978): Improvement of Signal-to-noise Ratio for Ultrasonic Testing of coarse Grained Materials by Signal Averaging Techniques. Unter Mitarbeit von K. Goebbels (596).
- [Lin07] Lindenau, Dirk (2007): Magnetisch beeinflusstes Laserstrahlschweißen. Dissertation. Universität Stuttgart, Stuttgart.
- [LuD07] Lu, Dehong; Jiang, Yehua; Guan, Guisheng; Zhou, Rongfeng; Li, Zhenhua; Zhou, Rong (2007): Refinement of primary Si in hypereutectic Al–Si alloy by electromagnetic stirring. In: Journal of Materials Processing Technology 189 (1–3), S. 13–18. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.12.008.
- [Mae72] Maes, G. (1972): Advanced Procedures for the Ultrasonic Examination of Narrow Gap Welds Connecting the Steam Generator to the RCS Piping. Unter Mitarbeit von M. Lepièc (Proceedings of the 14th International Conference on NDE in the Nuclear and Pressure Vessel Industries), S. 667–673.
- [Mal09] Malekan, M.; Shabestari, S. (2009): Effect of Grain Refinement on the Dendrite Coherency Point during Solidification of the A319 Aluminum Alloy. In: Metall and Mat Trans A 40 (13), S. 3196–3203. DOI: 10.1007/s11661-009-9978-y.
- [Mat09] Matthies, K.1. Aufl (2009): Ultraschallprüfung von austenitischen Werkstoffen. 1. Aufl. Düsseldorf: DVS Media.
- [Mat16] Matthes, K.-J. (2016): Schweißtechnik. Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen. Unter Mitarbeit von Werner Schneider.
- [Neu79] Neumann, E. (1979): Statuts of Ultrasonic Testing Techniques for Austenitic Coarse Grained Weld Joints. Unter Mitarbeit von M. Römer, R.

- Schenk und E. Nabel. Melbourne. In: Proceedings of the 9th World Conference on NDT.
- [Neu80] Neumann, E. (1980): On the application of Ultrasonic Testing Techniques for Coarse Grain Austenitic Welds. Unter Mitarbeit von M. Römer und Schenk, R. Matthies, K. (No. 46).
- [Neu88] Neumann, H. (1988): Anleitung zur Prüfung von austenitischen Schweißverbindungen mit Ultraschall. IIW-Dokument 836-85. Düsseldorf [Germany]: DVS-Verlag (DVS-Berichte, Bd. 116).
- [Neu95] Neumann, E. (1995): Ultraschallprüfung von austenitischen Plattierungen, Mischnähten und austenitischen Schweißnähten. Theorie - Praxis - Regelwerke. Renningen-Malmsheim: Expert-Verl. (Kontakt & Studium, Bd. 377 : Werkstoffe).
- [Oet11] Oettel, H. (2011): Metallografie. Weinheim: Wiley-VCH (mit einer Einführung in die Keramografie).
- [Pea81] Pearce, B. (1981): Grain Refinement in Magnetically Stirred GTA Welds of Aluminium Alloys. In: Metallurgical Transactions B September, 1981 (Vol. 12B), S. 479–486.
- [Pro02] Probst (2002), Herold (Hg.): Kompendium der Schweißtechnik. Band 2: Schweißmetallurgie (2). ISBN: 978-3-87155-206-9
- [Qin08] Qinghua, Lu; Ligong, Chen; Chunzhen, Ni (2008): Effect of vibratory weld conditioning on welded valve properties. In: Mechanics of Materials 40 (7), S. 565–574. DOI: 10.1016/j.mechmat.2007.11.001.
- [Raj07] Raj, Manish (2007): Ultrasonic Assessment of Electromagnetic Stirrer Performance for Improved Internal Quality of Continuously Cast Billets. In: Materials Evaluation, 2007 (March), S. 329–334.
- [Ric95] Richter, Helmut (Hg.) (1995): Fügetechnik, Schweißtechnik. Deutscher Verband für Schweißtechnik. 5., überarb. und erw. Aufl. Düsseldorf: Dt. Verl. für Schweißtechnik DVS-Verl.
- [Sch97] Schuster, J. (1997): Schweißen von Eisen-, Stahl- und Nickelwerkstoffen. Leitfaden für die schweißmetallurgische Praxis. Düsseldorf: Dt. Verl. für Schweißtechnik DVS-Verl. (Fachbuchreihe Schweißtechnik, 130).
- [Sch10] Schulze, G.4., neu bearbeitete Auflage (2010): Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe. 4., neu

- bearbeitete Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg (VDI-Buch).
- [Shi90] Shinoda, T. (1990): Effect of Pulsed Welding Current on Solidification Cracking in Austenitic Stainless Steel Welds. Unter Mitarbeit von Y. Ueno und I. Masumoto (Transaction of the Japan Welding Society, Vol. 21) (No.1 April), S. 18–23.
- [Shu95] Shul'ginov, B. (1995): Accelerated Method of Evaluating the Effectiveness of the Percussive Ultrasonic Treatment of a Weld. In: Strength of Materials No. 9, 1995 (Vol. 27), S. 559–562.
- [Str09] Strassburg, F.4., überarb. Aufl. (2009): Schweißen nichtrostender Stähle. Unter Mitarbeit von Helmut Wehner. 4., überarb. Aufl. Düsseldorf: DVS-Media (Fachbuchreihe Schweißtechnik, 67).
- [Tew48] Tewes, Karl (1948): Stahl und Eisen beim Schweißen. Werkstoffkundliche und metallurgische Grundlagen für den Schweißfachmann. 3. Aufl. Essen: Vulkan Verlag Dr. W. Classen.
- [The98] Thess, A. (1998): Magnetohydrodynamik. In: Phys. Bl. 54, 1998 (Nr. 2), S. 125–130.
- [Tom80] Tomlinson, J.; Wagg, A.; Whittle, M. Vol. 22 (1980): Ultrasonic Inspection of Austenitic Welds. Vol. 22 (No.3). In: British Journal of NDT, S. 119–127.
- [Vil90] Villafuerte (1990): Grain Structure in Gas Tungsten-Arc Welds of Austenitic Stainless Steels with Ferrite Primary Phase. In: Metal and Mat Trans A April, 1990 (Vol. 21 A), S. 979–986.
- [Wan05] Wang, X.; Li, T.; Fautrelle, Y.; Dupouy, M.; Jin, J. (2005): Two kinds of magnetic fields induced by one pair of rotating permanent magnets and their application in stirring and controlling molten metal flows. In: Proceedings of the 14th International Conference on Crystal Growth . DOI: 10.1016/j.jcrysgr.2004.11.178.
- [Wen98] Wendler-Kalsch, E. (1998): Korrosionsschadenkunde. Unter Mitarbeit von Hubert Gräfen. Berlin, Heidelberg [u.a.]: Springer.
- [WuS08] Wu, Shusen; Xie, Lizhi; Zhao, Junwen; Nakae, H. (2008): Formation of non-dendritic microstructure of semi-solid aluminum alloy under vibration. In: Scripta Materialia 58 (7), S. 556–559. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2007.11.010.

- [Zha09] Zhang, Zhiqiang; Le, Qichi; Cui, Jianzhong (2009): Influence of high-intensity ultrasonic treatment on the phase morphology of a Mg-9.0wt.%Al binary alloy. In: *Rare Metals* 28 (1), S. 86–90. DOI: 10.1007/s12598-009-0017-3.Literaturverzeichnis





# 10 Anhang

## A Grundlagen

### A.1. Legierungselemente

Die Wirkung der einzelnen Legierungselemente auf die Eigenschaften der austenitischen Stähle wird nun näher beschrieben, in Anlehnung an. Für eine Beständigkeit gegen die gefürchtete interkristalline Korrosion (IKK), werden die austenitischen Stähle mit reduziertem Kohlenstoffgehalt  $< 0,04\%$  C, oder *Titan* bzw. *Niob* stabilisiert. Die Karbidbildner reduzieren durch Abbinden des Kohlenstoffs die Neigung zur IKK. Insbesondere lassen sich dadurch Wärmenachbehandlungen nach dem Schweißen einsparen. Niob ist auch ein Ferritbildner und wirkt zudem kornfeinend, vgl. [Sch97], [Str09].

Die Korrosionsbeständigkeit gegen aggressive Medien wird durch die Legierungselemente *Chrom* und *Molybdän* erreicht. Dabei ist auf einen *Nickel*gehalt zu achten, bei dem das austenitische Gefüge erhalten bleibt, da Nickel als Austenitstabilisierer wirkt. Sehr starke Nickelzugaben führen zu austenitischen Gefügen, die höher beständig gegen die gefürchtete chloridinduzierte Spannungsrisskorrosion (besondere Thematik in Kernkraftwerken), kaltverformungsstabil und höher warmfest sind.

Hinzulegieren von *Stickstoff* wirkt als starker Austenitbildner, erhöht die Festigkeit, die Streckgrenze und Zugfestigkeit, da Stickstoff ein interstitiell gelöstes Legierungselement ist, bei einer nur sehr kleineren Verminderung der Zähigkeit. Stickstoff verhindert die Bildung von Ausscheidungen, wie z.B. intermetallischen  $\sigma$ -Phasen oder Karbiden. *Stickstoff* und *Molybdän* als Legierungselemente erhöhen die Beständigkeit gegen Loch- und Spaltkorrosion in chloridhaltigen Medien. Weiterhin wirkt Molybdän als ein Ferritbildner, erhöht die Hochtemperaturfestigkeit und die Beständigkeit

gegen reduzierende Medien und es erhöht die Passivierungswirkung der Chromschicht. Die Löslichkeit von Stickstoff kann durch *Chrom* und *Mangan* erhöht werden. Stickstoff stabilisiert gegen Umformungsmartensit, d.h. der stickstofflegierte austenitische Stahl bleibt nach der Kaltumformung nichtmagnetisierbar, vgl. [Sch97], [Str09].

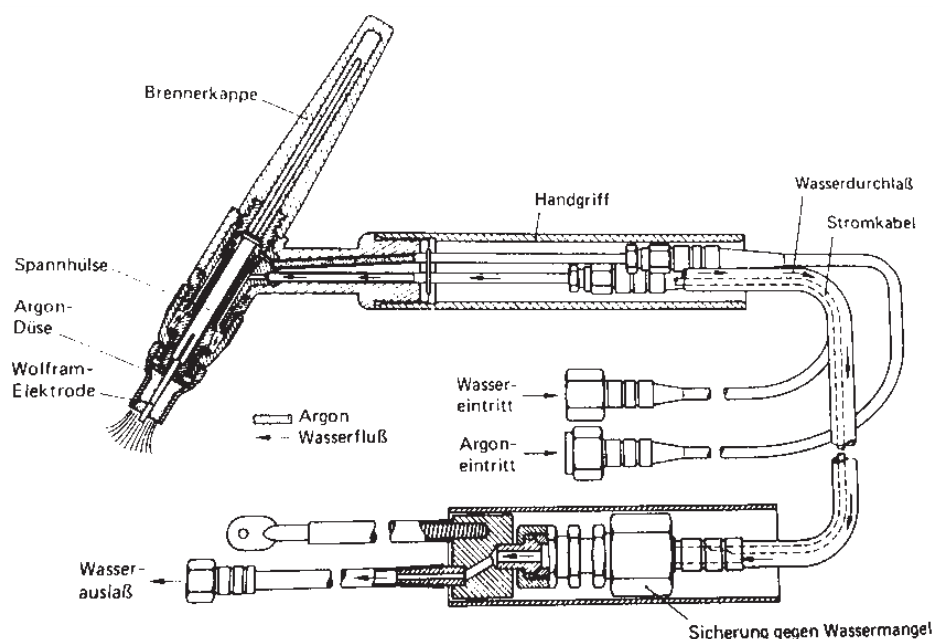
Mangan als Legierungselement wirkt ebenfalls als Austenitbildner, bei Raumtemperatur stabilisiert es den Austenit, bei hohen Temperaturen wirkt es als Ferritbildner. Durch die Bildung von Mangansulfiden setzt es die Heißrissbildung herab. Diese Stähle verfestigen bei Kaltumformung sehr stark, die hohe Zähigkeit bleibt erhalten. Sie besitzen eine um 10 - 20% höhere Festigkeit als die 18%igen Chrom-Nickel-Stähle und im geschweißten Zustand eine Beständigkeit gegen die gefürchtet interkristalline Korrosion, vgl. [Str09]. In der Praxis konnten sie sich aber nicht gegen die sehr guten korrosionsbeständigen Eigenschaften dieser 18%igen Chrom-Nickel-Stähle durchsetzen. *Kohlenstoff* ist ein Austenitbildner, erweitert und stabilisiert den  $\gamma$ -Mischkristallbereich, es steigert die Festigkeit und begünstigt Ausscheidungen die der Korrosionsbeständigkeit entgegenwirken. *Chrom* ist ein Ferritbildner und erhöht die Korrosion- und Oxidationsbeständigkeit. Diese Korrosionsbeständigkeit wird durch die Ausbildung einer fest an der Oberfläche anhaftenden dünnen Chromschicht erreicht, die Bildung erfolgt durch 12%igen Chromzusatz zum Stahl. *Silizium* ist ein Ferritbildner, steigert die Zunderbeständigkeit und wird in geringen Mengen zur Desoxidation beigemischt. *Aluminium* ist ein starker Ferritbildner. Es wird hinzulegiert um eine Warmaushärtung zu erreichen. *Kupfer* ist ein Austenitbildner und erhöht die Korrosionsbeständigkeit für bestimmte Angriffsmedien, es reduziert die Neigung zu Spannungsrisskorrosion und fördert die Aushärtung. *Phosphor*, *Schwefel* und *Selen* werden zur Verbesserung der Zerspanbarkeit hinzugemischt, setzen aber gleichzeitig die Schweißneigung und die Korrosionsbeständigkeit herab, wirken also auf den Chrom-Nickel-Stahl deutlich nachteilig.

## A.2. WIG Schweißverfahren/ Funktionsprinzip

Durch einen Hochspannungszündimpuls zwischen Elektrode und Anode wird ein Lichtbogen gezündet. Durch den Lichtbogen entstehen elektrische Gasentladungen die das Gas ionisieren und somit ein Plasma erzeugen. Das erzeugte Plasma stellt die Energie bereit, um Grundwerkstoff und Zusatzwerkstoff aufzuschmelzen, sowie für den Werkstofftransport. Durch das Einhalten eines konstanten Abstandes zwischen

Brenner und Werkstück wird der Stromfluss zwischen Anode und Kathode aufrechterhalten. Wird der Abstand zu groß, bricht der Schweißprozess zusammen. Auch andere Einflüsse, wie z. B. äußere Magnetfelder, können den Schweißstrom beeinflussen und ablenken. Der Lichtbogen kann mittels Magnetfeldern gezielt abgelenkt werden, um eine Pendelbewegung zu erzeugen, vgl. [Are09].

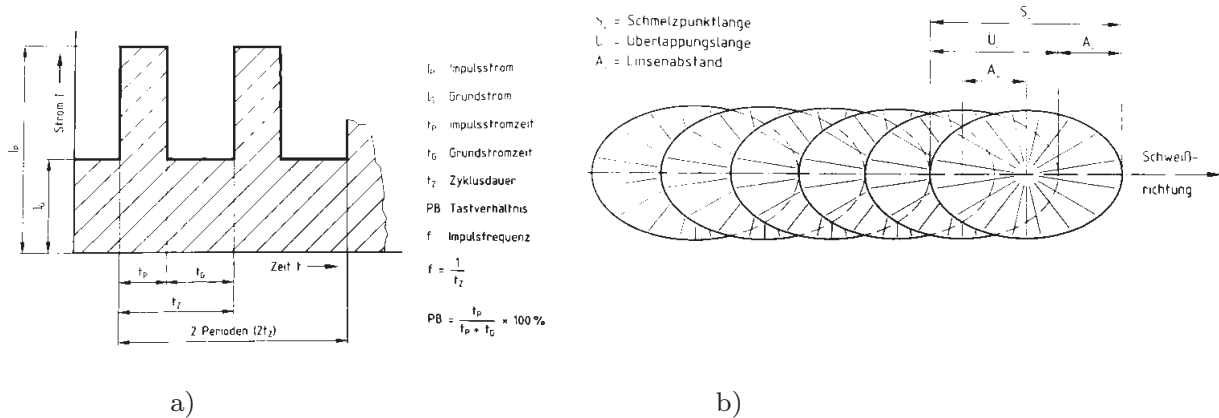
Der Schweißbrenner besteht aus dem Brennerkopf, in dem die Wolframelektrode eingespannt ist und das Schutzgas über die Schutzgasdüse ausströmt und dem Handgriff mit Bedienhebeln zur Steuerung des Schweißprozesses (für Schutzgaszufuhr, Stromstärke/ -spannung, Hochspannungsimpuls) (siehe Bild 10.1). Am Brenner angeschlossen ist das Schlauchpaket als Versorgungseinheit. Um bei pulsierendem Gleichstrom/ Impulsstrom einen kurzschlussfreien Werkstoffübergang zu erzeugen, sind die Schweißparameter korrekt zu justieren, es bildet sich ein Impulslichtbogen zum Schweißen heraus, vgl. [Kil02]. Das Schweißen mit Impulsstrom ist für vollmechanisierte WIG-Schweißanlagen sehr gut geeignet. Dabei wird pulsartig zwischen niedrigem Grundstrom und erhöhtem Impulsstrom bei einer Frequenz von 1-10 Hertz der Schweißstrom getaktet (siehe Bild 10.2).



**Bild 10.1** Schematische Darstellung eines WIG-Brenners, entnommen aus [Kil02]

Die Schweißspannung pulsiert folglich synchron mit. Um den Schweißprozess aufrecht zu erhalten, muss der Grundstrom so hoch gewählt werden, dass der Lichtbogen in der Grundstromphase im Pulsbetrieb nicht zusammenbricht. Die Einstellungen für die Impulsstromphase wirken sich unmittelbar auf den Einbrand bei der Schweißung

aus: Durch den Impulsstrom-Prozess besteht die Schweißnaht, nicht wie üblich aus einer fortlaufenden ununterbrochenen Schweißnaht, sondern es werden einzelne Schweißpunkte sehr schnell nacheinander aufeinandergesetzt (siehe Bild 10.2 b)).

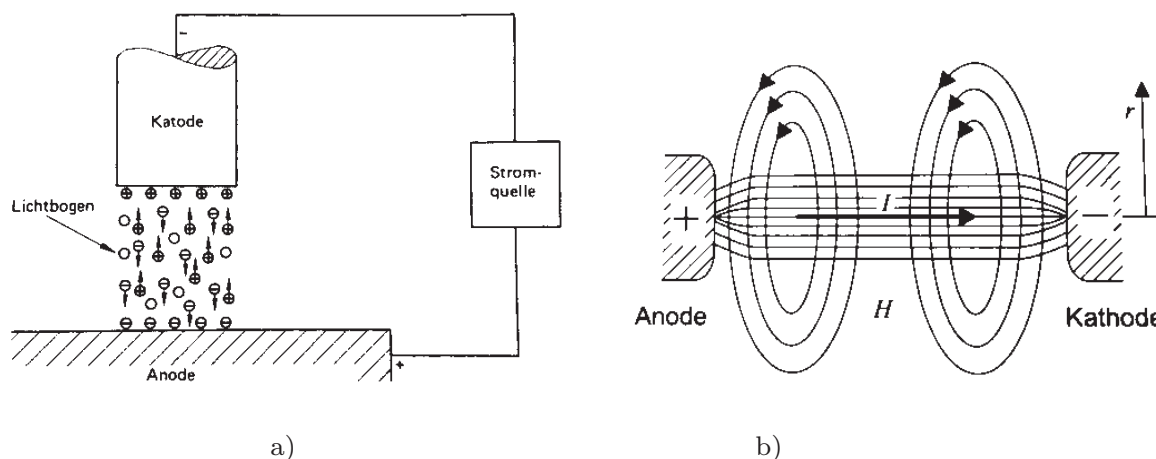


**Bild 10.2** Schematische Darstellung a) Stromverhältnisse beim WIG-Impulslichtbogenschweißen mit rechteckförmigen Stromimpulsen b) Aufbau der Schweißnaht aus einzelnen sich überlappenden Schweißpunkten, entnommen aus [Kil02].

In der Grundstromphase erstarrt das Schmelzbad bereits, beginnend vom Rand aus. Bei der anschließend folgenden Impulsstromphase wird der Schweißzusatz abgeschmolzen und die Schweißpunkte partiell wieder aufgeschmolzen. Daraus resultiert gegenüber dem kontinuierlichen Schweißprozess ein schmaleres Schweißbad. Je höher die Frequenz im Pulsbetrieb ist desto höher wird folglich die Temperatur des Schmelzbades, da ab einer Grenze von etwa 5 Hz die Zeit für die Ränder des Schmelzbades nicht mehr ausreicht um zu erstarren also abzukühlen, vgl. [Kil02]. Das Impulsschweißen zeichnet sich durch eine reduzierte Streckenenergie und einen tieferen Einbrand, aufgrund der hohen Stromdichte, bei kleinem Schweißbad aus. Das Verfahren zeichnet sich weiter durch eine hohe Qualität der Schweißverbindung aus, vgl. [Ric95]. Um einen stabilen Lichtbogen zu erhalten, wird mit höheren Frequenzen gearbeitet. Bei hoher Impulsstromstärke brennt ein Lichtbogen aufgrund der magnetischen Eigenkompression ebenfalls stabiler. Bei gleicher Leistung brennt dieser Lichtbogen stabiler als ein Lichtbogen der mit gleichförmigem Strom erzeugt wurde, vgl. [Kil02].

Die Ladungsträger (positive/ negative) werden im Lichtbogen vom jeweils entgegengesetzten Pol angezogen: Die positiv geladenen Ionen werden zu negativen Kathode, und die negativ geladenen Elektronen zur positiven Anode beschleunigt, ein Strom-

fluss ist aufgebaut, (siehe Bild 10.3). Der Lichtbogen ist somit ein stromdurchflossener Leiter und folglich prozessbedingt von einem Magnetfeld umgeben (siehe Bild 10.3 b)).<sup>31</sup>



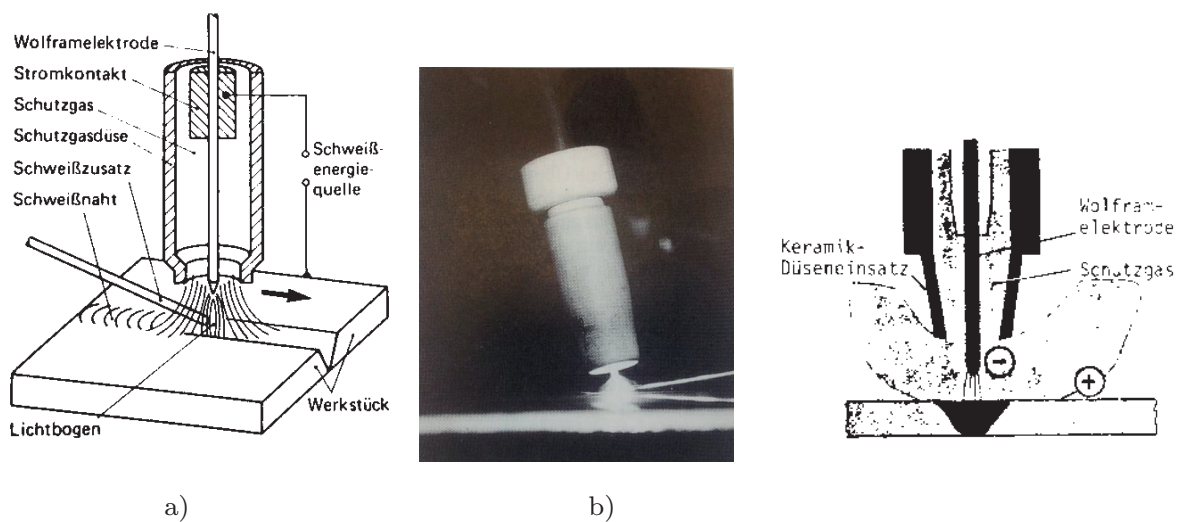
**Bild 10.3** a) Stromfluss im Lichtbogen, entnommen aus [Kil02] b) Ausbildung eines Magnetfeldes um den stromdurchflossenen Lichtbogen, entnommen aus [Mat16]

Im Lichtbogen werden Temperaturen erzeugt, die größer sind als die Schmelztemperaturen der zu fügenden Werkstoffe. Der Lichtbogen wird mit dem Brenner über das Werkstück geführt und schmilzt lokal den Grundwerkstoff und den in den Lichtbogen eingebrachten Zusatzwerkstoff auf. Das Schmelzbad besitzt ein relativ kleines Volumen direkt unterhalb des Brenners und wird durch die Vorwärtsbewegung des Brenners (in Schweißrichtung) ständig weiterbewegt. Im Schmelzbad laufen im schmelzflüssigen Zustand fluiddynamische Prozesse ab. Diese Prozesse dauern wenige Sekunden. Unmittelbar hinter dem Lichtbogen beginnt das Material als eine neue Verbindung aus Grundwerkstoff und Zusatzwerkstoff, wieder zu erstarren. Dieser Bereich beschreibt die Schweißnaht oder Fusionszone. Der unmittelbar seitlich an die Schweißnaht angrenzende Materialbereich zum Grundwerkstoff wird als Wärmeeinflusszone WEZ bezeichnet. Dieser Bereich wurde nicht aufgeschmolzen, durchlief aber die Festkörper-Umwandlung. Die WEZ ist häufig schwächer als die Schweißnaht oder der Grundwerkstoff und kann dadurch Ausgangspunkt für mechanisches Versagen oder Startpunkt für Korrosionserscheinungen sein.

Beim Lichtbogenschweißen erfolgt der Werkstoffübergang vom Zusatzwerkstoff im Allgemeinen tropfenförmig, vgl. [Kil02]. Bei dem hier verwendeten WIG-Schweißen, einem Metall-Schutzgasverfahren mit hohen Leistungen unter Verwendung von Argon als Schutzgas, stellt sich ein Sprühlichtbogen ein. Beim Sprühlichtbogen wirkt

<sup>31</sup> Auf den störenden Effekt der magnetischen Blaswirkung wird hier nicht näher eingegangen.

zusätzlich der so genannte Pinch-Effekt<sup>32</sup> auf den Werkstoffübergang ein. Der Pinch-Effekt hat zur Folge, dass der Tropfenübergang des Zusatzwerkstoffes durch eine Art Abschnürung aufgrund der radialen Komponenten des entstandenen Magnetfeldes erfolgt. Das WIG ist ein Schmelzschweißverfahren mit nicht abschmelzender metallisch blanker Wolfram-Elektrode unter Schutzgasatmosphäre, mit der Prozessnummer 141 nach (DIN ISO 4063:2000). Durch elektrische Gasentladung wird ein Lichtbogen erzeugt, der zwischen dem Werkstück und der Elektrode brennt/ aufgebaut wird. Das Schutzgas strömt um die Elektrode herum aus dem Brenner aus und umhüllt diese vollständig, sodass das Schmelzbad vor der Oxidation geschützt wird (siehe Bild 10.4).

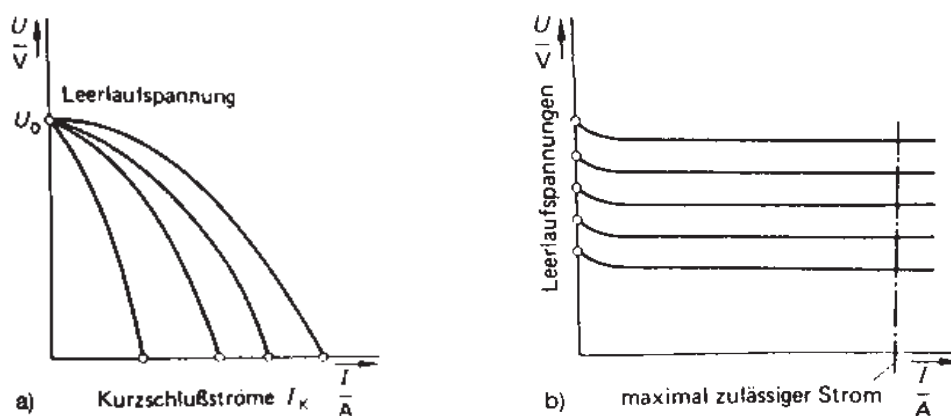


**Bild 10.4** Prinzipskizze a) WIG-Schweißprozess und WIG-Brenner mit SZW-Stab, entnommen aus [Kil02], b) Umhüllung durch das Schutzgas, entnommen aus [Ric95].

Das WIG-Verfahren zeichnet sich durch einen berührungslosen Zündvorgang aus. Die Elektrode ist stromführend und erzeugt durch den überspringenden Zündimpuls/ Zündhilfe aufgrund einer Hochfrequenz-Anregung oder eines Hochspannungsimpulses von der Elektrode zum Werkstück, einen Lichtbogen ( $T \approx 3.000^{\circ}\text{C}$ , vgl. [Kil02], [Ric95]). Es kann mit und ohne Schweißzusatzwerkstoff geschweißt werden. Die schweißende Person hat beim Schweißprozess selbst ständig die Möglichkeit durch die Variation der Zugabe von Schweißzusatz und durch das Ändern der Stromstärke den Schweißprozess optimal an die Gegebenheiten anzupassen. Die Qualität der Schweißverbindung kann dadurch sehr gut werden.

<sup>32</sup> Es handelt sich dabei um eine elektromagnetische Kraft die durch die Lorenzkraft (Kraft auf bewegte Ladungen im magnetischen/ elektrischen Feld) entsteht.

Die Stromquelle dient dazu den Netzstrom für das WIG-Schweißen umzuwandeln in hohe Stromstärke und niedrige Spannung. Das verwendete WIG-Schweißgerät hat eine fallende Kennlinie/ Charakteristik, d. h. der Verlauf der Schweißspannung  $U$  in Abhängigkeit zur Stromstärke  $I$  ist so, dass mit zunehmender Stromstärke die Spannung sinkt (siehe Bild 10.5).

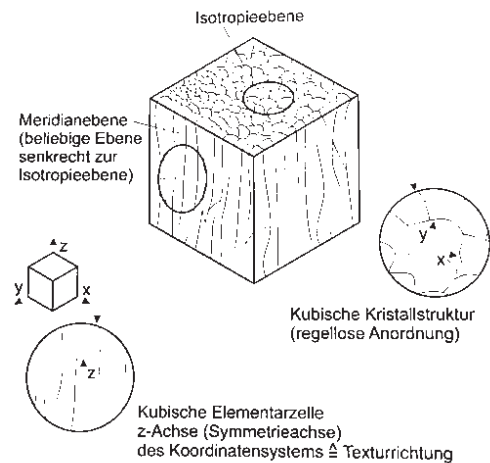


**Bild 10.5** Kennlinien von Schweißstromquellen mit a) fallender Charakteristik b) Konstantspannungskennlinie, entnommen aus [Kil02]

### A.3. Anisotropie der elastischen Eigenschaften

Isotrope Materialien wie z. B. Ferrit haben in allen Raumrichtungen gleiche elastische Eigenschaften. Im anisotropen Material, wie z. B. Austenit oder Nickellegierungen, ändern sich die Eigenschaften in jede Raumrichtung. Die Anisotropie ist auf die Vorzugsorientierung der groben Stängelkristallite zurückzuführen. Am einfachsten lässt sich die inhomogene Stängelstruktur in austenitischen Schweißnähten veranschaulichen, wenn man sich die Strukturen reduziert im homogenen Stahlguß mit Stängelstruktur vorstellt. Bei dieser Modellvorstellung haben die Stängelstrukturen im einfachsten Fall eine unidirektionale, regelmäßige Anordnung (Fasertextur) (siehe Bild 10.6).

**Bild 10.6** stängelkristalliner Stahlguss, Idealvorstellung zur schematischen Darstellung, entnommen aus [Mat09].



In der Ebene orthogonal zur Faserachse verhalten sich die elastischen Eigenschaften gleich, also isotrop. Übertragen auf die austenitische Schweißnaht bedeutet dies, dass der austenitische Werkstoff mit seiner mikroskopischen kubischen Kristallstruktur als makroskopisch transversal isotrop betrachtet werden kann. Grund hierfür ist das stängelkristalline Gefüge, wie oben im Beispiel des Stahlgusses beschrieben. Das heißt in diesem Werkstoff liegt eine kristallografische Ebene vor in der alle elastischen Eigenschaften gleich, also isotrop, sind, vgl. [Ern04], [Mat04].

Richtungsabhängige Schwächung im anisotropen Werkstoff:

In Tomlinson (1980) wurde nachgewiesen, dass der Durchgang eines Ultraschallsignals durch den Werkstoff allein von der makroskopischen Anisotropie des Materials, die sich aus der Orientierung der Körner ergibt, abhängig ist und nicht in Bezug steht zur chemischen Zusammensetzung oder der Schweißposition bei der Herstellung der Naht.

Die Phasen- und Gruppengeschwindigkeiten  $v_P$  und  $v_G$ :

Die theoretische Grundlage für die Ausbreitung von ebenen, elastisch, monochromatischen Schallwellen in anisotropen Werkstoffen bildet die Christoffelgleichung. Diese Gleichung kombiniert die elastischen Eigenschaften durch das Hooksche Gesetz mit der Wellengleichung. In Abhängigkeit von der Ausbreitungsrichtung des Ultraschalls ergeben sich als Lösungen drei mögliche Polarisierungen: das sind die horizontale und die vertikale Polarisation sowie eine Richtung  $90^\circ$  dazu. Es handelt sich bei der Lösung der Christoffelgleichung um eine physikalische Abstraktion der beschriebenen ebenen Wellen. In der Realität besteht ein Schallbündel aus einem ganzen Spektrum ebener Wellen. Es setzt sich aus einem Spektrum ebener Wellen zusammen, das um einen bestimmten Hauptwinkel herum verteilt ist. Die Gruppengeschwindigkeit



ist hierbei ein Synonym für die Ausbreitung von Energie, die in Schallbündeln transportiert wird. Phasen- und Gruppengeschwindigkeit sind über den Ablenkwinkel  $\delta$  abhängig von einander:

$$\cos \delta = v_P / v_G \quad (\text{A.3.1})$$

Die Besonderheit der im anisotropen Material vorliegenden Wellenmoden im Vergleich zum ungestörten/ isotropen Modell ist, dass sich nur drei Wellenmoden ausbreiten können. Sie entstehen durch die Änderungen der Schwingungsrichtungen aufgrund des vorzugsorientierten (anisotropen) Materials. Es werden dabei die zueinander orthogonalen

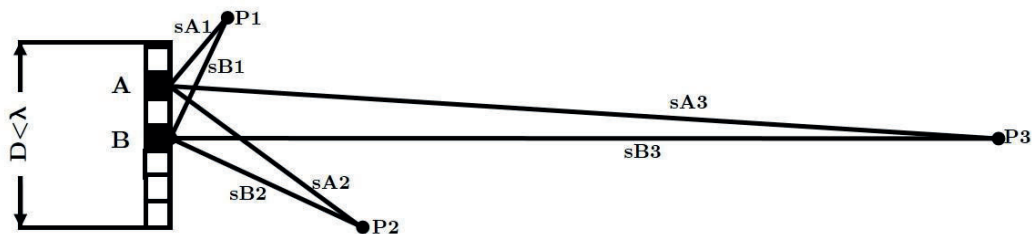
- eine Longitudinalwelle L1 und
- zwei Transversalwellen T1, T2

gebildet. Diese Wellenarten besitzen unterschiedliche Ausbreitungsgeschwindigkeiten. Im anisotropen Werkstoff bewegen sich diese drei Wellenmoden als eine Kombination der Einzelnen fort, nicht aber als reine Wellenformen. Ursache hierfür ist, dass aufgrund der Stängelkristallstruktur nicht in einer Symmetrieebene eingeschallt werden kann und durch die starke Richtungsabhängigkeit der Phasen- und Gruppengeschwindigkeit die Transversal- und Longitudinalwellen nicht mehr eindeutig voneinander zu trennen sind. Das hat die Entstehung einer Quasi-Longitudinalwelle qL sowie einer ersten und zweiten Quasi-Transversalwelle qT1, qT2 zur Folge. Diese Wellenmoden werden als Quasiwellen bezeichnet, da sie nicht aus reinen Schwingungskomponenten einer Wellenart bestehen, sondern aus Schwingungskomponenten anderer Wellenarten zusammengesetzt sind, also eine Mischform darstellen. So ergibt sich für die Polarisationsrichtung der Longitudinalwelle eine Richtung verschieden zur Einschallrichtung. Die Longitudinalwelle besitzt folglich eine vertikal polarisierte Komponente. Die resultierende Polarisationsrichtung der Quasi-Transversalwelle qT1 liegt nicht senkrecht zur Einschallrichtung, d. h. die vertikal polarisierte Transversalwelle besitzt nach der Polarisation eine longitudinale Komponente. Ein Sonderfall im kubischen Kristallsystem liegt vor, wenn in einer Symmetrieebene (z. B. der {100}) eingeschallt wird. Für die Polarisation der zweiten Transversalwelle T2 ergibt sich dann eine Welle die orthogonal zur Einschallebene liegt und auch keine Polarisationsabweichung zeigt. Wobei qT2 der Polarisation der reinen Transversalwelle entspricht und auch als T2 oder horizontal polarisierte Transversalwelle TH bezeichnet wird, vgl. [Ern04], [Mat09], [Hes94]. Die Richtungsausbreitung und der Betrag der Gruppengeschwindigkeit bzw. Phasengeschwindigkeit im anisotropen Material unterscheiden sich voneinander. Als Folge ergibt sich eine Richtungsauflösung

spaltung zwischen diesen beiden. Konkret bedeutet das, dass die Ausbreitungsrichtung der Ultraschallenergie sich von der Richtung der Phasenfront unterscheidet. Die Größe des Versatzes wird dabei durch die Einschallrichtung bestimmt, vgl. [Ern04].

## A.4. Das Schallfeld

Der grundlegende Aufbau eines Schallfeldes wird hier am Beispiel eines Senkrechtprüfkopfes erklärt werden. Senkrechtprüfkopf heißt, der Schall wird mit  $0^\circ$  also senkrecht zur Bauteiloberfläche in das Prüfstück eingeleitet. In der Modellvorstellung wird angenommen, dass der Schwinger aus einzelnen (hygens'scher) Elementarstrahlern zusammengesetzt ist ( $d \ll \lambda$ ), siehe Bild 10.7.



**Bild 10.7** schematische Darstellung eines Prüfkopfes zusammengesetzt aus Elementarstrahlern A und B, zur Darstellung von Schallwegunterschieden B1, B2, B3

Von jedem dieser Elementarstrahler (A, B) geht eine kugelförmige Wellenfront aus. Diese Elementarstrahler werden gleichphasig angeregt und bei der Betrachtung zweier verschiedener Elementarstrahler wird festgestellt, dass sich ihr Schallweg zu verschiedenen Schallfeldpunkten vor dem Schwinger unterscheidet. Es resultiert ein Bereich unmittelbar vor dem Schwinger in dem die Weg- bzw. Phasendifferenzen groß sind. Mit zunehmendem Abstand werden die Differenzen kleiner. Den ersten Bereich bezeichnet man als Nahfeld, hier liegen Schallfeld-Minima und Schallfeld-Maxima dicht beieinander. Sie entstehen durch Überlagerung der Wellen die von den einzelnen Elementarstrahlern ausgehen. Im Fernfeld<sup>33</sup> liegen die Minima und Maxima weiter auseinander, es gibt folglich weniger Verstärkung<sup>34</sup> und Auslöschung<sup>35</sup> der Wellenanteile. Die durch diese Überlagerungen entstandenen charakteristischen Bereiche des Nah- und Fernfeldes werden als Schallfeld zusammengefasst. Das Schallfeld ist

<sup>33</sup> Fernfeld: bei größerem Abstand zum Schwinger

<sup>34</sup> Maxima

<sup>35</sup> Minima

für jeden Schwingerdurchmesser  $D$  und die zugehörige Wellenlänge repräsentativ (siehe Bild 10.7).

## A.5. Ultraschall-Grundlagen

Zur Herleitung der Richtungsabhängigkeit der Schallgeschwindigkeiten sei an dieser Stelle auf die Ausführungen in Tomlinson (1980) verwiesen. Dort wird ausführlich beschrieben, dass, „die [...] elastischen Eigenschaften [wie die Schallgeschwindigkeit] abhängig von den elastischen Konstanten eines kubischen Kristalls sind und die Geschwindigkeit eine Funktion der Richtung für texturiertes kubisches Material [wie Austenit] ist.“ [Tom80]. Dadurch konnte bestätigt werden, dass die Schallgeschwindigkeit entlang der Körner ein Minimum und im  $45^\circ$ -Winkel dazu ein Maximum hat. Folglich ist der Einschallwinkel maßgeblich für die Schallgeschwindigkeit im Material.

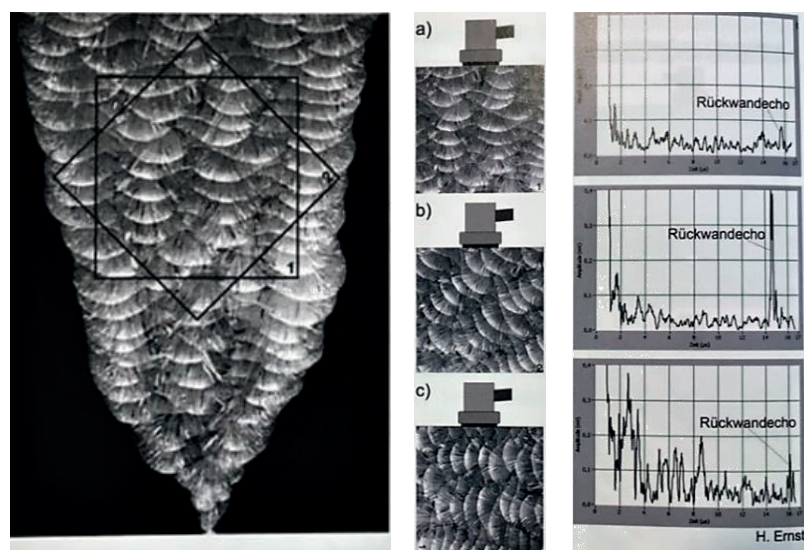
Eine wichtige Eigenschaft der Wellenausbreitung in anisotropen Werkstoffen ist die Strahlrichtung - also die Richtung des Energietransportes. Das bedeutet, dass der Ultraschallstrahl nicht mehr senkrecht zu den Wellenfronten läuft. Die Strahlrichtung gibt die Schrägeinschallung des Strahls weg von der Achse des Schwingers/Schallerzeugers wieder. So ergibt sich, dass der Energietransport des Ultraschalls ebenfalls richtungsabhängig ist, also abhängig vom Einschallwinkel, des Weiteren ist die Polarisierung der drei Wellenmoden richtungsabhängig und somit vom Einschallwinkel bestimmt, vgl. [Tom80], [Mat09].

Die Reflexion bzw. Brechung an Grenzflächen findet in diesem anisotropen Material immer dreifach statt. Ursache hierfür ist das Vorliegen der drei Wellenmoden und die Tatsache, dass diese drei Moden an Grenzflächen miteinander eine Verbindung eingehen, vgl. [Mat09].

Die Veränderungen in der Ausbreitung der Ultraschallwellen im austenitischen Werkstoff lassen sich durch zwei wesentliche Ursachen erklären. Zum einen ist es I) die Streuung der Ultraschallwellen an den groben Stängelstrukturen des austenitischen Gefüges selbst. Zum anderen kommt II) der Effekt der elastischen Anisotropie zum Tragen. Im Folgenden wird auf diese beiden Effekte detailliert eingegangen.

- I) Ein wesentlicher den Ultraschall stark beeinflussender Effekt, ist die Streuung. Für die drei vorliegenden Wellenmoden findet die Streuung an Grenzflächen unterschiedlich und richtungsabhängig, also vom Einschallwinkel abhängig statt. Ursache für die deutliche Schallstreuung sind Größe und Ausrichtung

der verschiedenen Kristallite, sowie die elastische Anisotropie der Kristallite selbst. An den groben Korngrenzen des austenitischen Gefüges werden die Schallwellen abgelenkt. Für das Ultraschallsignal bedeutet dies eine Schwächung der abgebildeten Amplituden. Durch zurückgestreute Signale, die als Störung vom Prüfkopf aufgenommen werden, wird das Signal-Rausch-Verhältnis herabgesetzt. In der Signaldarstellung wird das Rauschen umgangssprachlich auch als „Gras“ bezeichnet. Das Rauschen kann so groß werden, dass Fehlerechos darin untergehen und somit übersehen werden, vgl.[Mat09], (siehe Bild 10.8).



**Bild 10.8** Darstellung der richtungsabhängigen Streuung an einem Gefüge aus X6CrNi18-11 Schweißgut einer UP-Auftragsschweißung, entnommen aus [Mat09]

So ist in Bild 10.8 c) zu sehen, dass bei einer Einschallung senkrecht ( $90^\circ$ ) zur Vorzugsrichtung der Stängelkristallite das Rauschen in der Signaldarstellung rechts ein Maximum abbildet. Wie im Bild a) bei Einschallung in Richtung der Stängelkristallite ( $0^\circ$ ) dargestellt oder wie in Bild b)  $45^\circ$  dazu, reduziert sich das Rauschen in dieser Signaldarstellung. Die Größe der „Gras“-Amplituden reduziert sich. Wobei für einen  $45^\circ$  Einschallwinkel in diesem Beispiel die Rückwand noch am besten registriert wird. Ableiten lässt sich daraus, dass die Schwächung des Rückwandechos, also die veränderte Amplitudenstärke bei unterschiedlichen Einschallwinkeln, in erster Linie durch die Schwächung aufgrund von Streuung, jedoch auch besonders durch die richtungs-

abhängige Schallbündeldivergenz begründet ist. Des Weiteren gilt: Je größer der Winkel zwischen Einschallrichtung und Vorzugsrichtung der Stängelkristallite ist, desto größer ist auch die Intensität der zum Prüfkopf rückgestreuten Ultraschallwellen.

Zusammenfassend heißt das, dass die Ultraschallstreuung durch ein hohes Gefügerauschen und durch Schwächung des Ultraschallsignals charakterisiert wird.

- II) Durch die elastische Anisotropie ergeben sich folgende Effekte für die Ausbreitung von Ultraschallwellen im austenitischen Gefüge: richtungsabhängige Ausbreitungsgeschwindigkeit der Wellenfelder bzw. Ablenkung der Wellenfelder, komplexe richtungsabhängige Fokussierungs- und Divergenzverhalten der Wellenfelder, d. h. in Abhängigkeit der Einschallrichtung treten beträchtliche Variationen in der Schallfelddivergenz auf sowie asymmetrische Formen der Wellenfelder, vgl. [Mat09].

Die Ultraschallprüfung sollte im Allgemeinen und im Speziellen für solche kritischen Werkstoffe wie Austenit (oder Nickellegierungen) nur von Personal durchgeführt werden, das die Anzeigen mit dem Hintergrund über elastische Anisotropie und der damit einhergehenden Änderungen der Eigenschaften und entstehenden Effekte auf die Ultraschallwellen versteht. Die Interpretation der Anzeigen bezüglich der Fehlerlage (Ortung und Größe) sind besonders erschwert, weil die Richtungsabhängigkeit der Schallgeschwindigkeit, Ausbreitungsrichtung, Schallfelddivergenz im hohen Maße wie oben beschrieben von der Orientierung der Stängelkristallite abhängt.

Durch die Störfaktoren bei der Ultraschallausbreitung in anisotropen Medien, ergeben sich ganz charakteristische Veränderungen für die im Prüfkopf erzeugten Wellen. So verändern sich die Ausbreitungsgeschwindigkeiten, -richtungen, Form und Amplitude der ausgesandten Wellenfelder in Abhängigkeit von verschiedenen Einschallwinkeln, vgl. [Ern04]. Durch geeignete und angepasste Prüfköpfe kann ein Teil dieser Störfaktoren minimiert werden.

Der starke Einfluss der Anisotropie von gerichteten Stängelkristalliten wird als Hauptursache für den erschwerten Nachweis von Längs und Querfehlern und die damit verbundenen Probleme beschrieben.

Anhand des Alters der Literatur wird ersichtlich, wie lange sich die Welt der zerstörungsfreien Werkstoffprüfung, insbesondere der Ultraschallprüfung schon mit dem Problem der austenitischen Schweißverbindungen und der erschwerten Prüfung dieser Gefüge beschäftigt, vgl. [Hes94], [Mat09], [Neu95].

## B Fotodokumentation zur Schweißanlage



**Bild 10.9** Fronius Magic Wave 2600 als Grundlage für den Aufbau einer projektspezifischen Schweißanlage



**Bild 10.10** Pulsfernregler Fronius TR 50 MC zur Fernsteuerung des Schweißstroms im Pulsbetrieb.

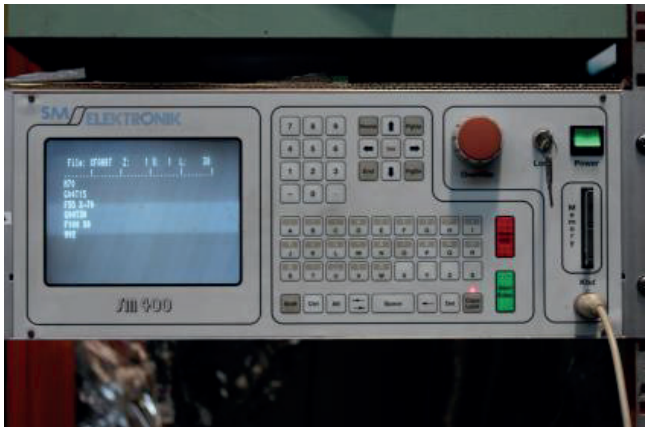


Bild 10.11 Mehrachsige Bahnsteuerung SM –  
Elektronik SM 400



Bild 10.12 Kaltdrahtvorschubgerät KD 4010  
der Firma Fronius, Vorschubeinheit  
mit den Steuerreglern.

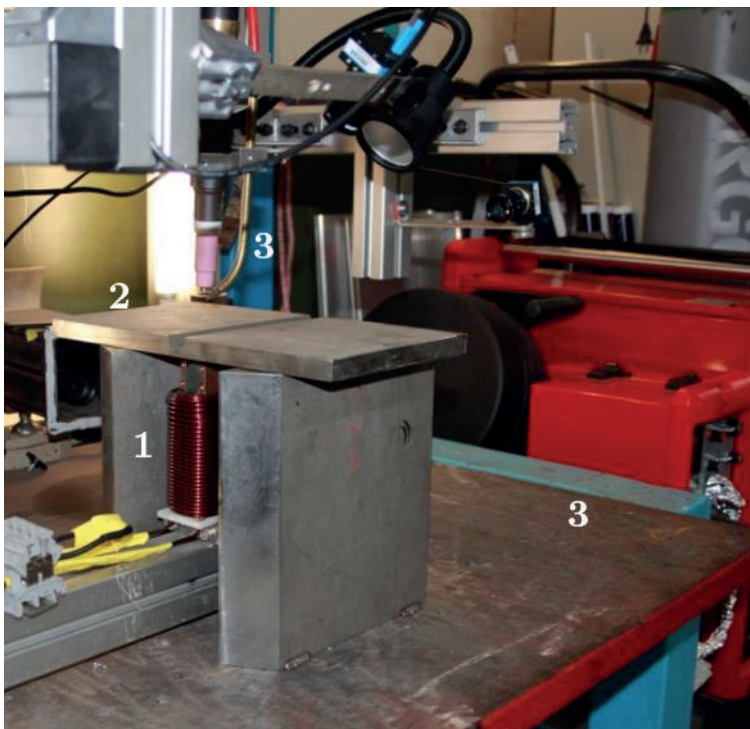


Bild 10.13 Schweißplatzaufbau: 1) Elektromagnet unter einer 2) vorerodierten Probenplatte auf  
dem 3) Schweißstisch, mit 4) Brenner der Automatanlage



**Bild 10.14** Übersicht zur Schweißanlage und Bedienplatz



**Bild 10.15** Einheit zum Ansteuern des Elektromagneten



## C Auszug aus den Normen

### C.1. Beurteilung von Schliffen an polierten und geätzten Schweißnähten

**Tabelle 1: Leitfaden zur Beurteilung von Merkmalen bei makroskopischen und mikroskopischen Untersuchungen**

Eigenschaften	Unregelmäßigkeiten nach EN 26520	Makroskopische Untersuchung ohne Ätzen	Makroskopische Untersuchung mit Ätzen	Mikroskopische Untersuchung ohne Ätzen	Mikroskopische Untersuchung mit Ätzen	Bemerkungen (falls nötig)
1 Heißrisse	100	x	x	x	x	
2 Kaltrisse	100	x	x	x	x	außer für Al
3 Terrassenbruch	100	x	x	x	x	
4 Hohlräume	200	x	x	x	x	
5 Einschlüsse	300	x	x	x	x	
6 Bindefehler/ungenügende Durchschweißung	400	x	x	x	x	
7 Formfehler	500	x	x			
8 Wärmeeinflußzone			x		x	
9 Raupen und Lagen			x		(x)	
10 Korngrenzen				(x)	x	
11 Kornstruktur					x	
12 Erstarrungsstruktur			x		x	
13 Nahtvorbereitung		(x)	x	x	x	
14 Richtung des Walzens/Strangpressens			x		x	
15 Richtung der Faserstruktur (Korn)			x		x	
16 Seigerung			x		x	
17 Ausscheidung					x	
18 Ausbessern und Nichtübereinstimmung		(x)	x	(x)	x	
19 Mechanische —/Wärmeeinwirkungen			x		x	
ANMERKUNG: x Merkmale werden erkannt. (x) Merkmale können oder können nicht erkannt werden.						

[DIN EN 1321, Tabelle 1]

## C.2. Untersuchungsumfang für zerstörungsfreie und zerstörende Untersuchungen zur Qualifizierung von Schweißnähten.

Tabelle 1 — Untersuchung und Prüfung der Prüfstücke

Prüfstück	Prüfart	Prüfumfang	Fußnote
Stumpfstoß mit voller Durchschweißung – Bild 1 und Bild 2	Sichtprüfung	100 %	–
	Durchstrahlungs- oder Ultraschallprüfung	100 %	a
	Oberflächenrissprüfung	100 %	b
	Querzugprüfung	2 Proben	–
	Querbiegeprüfung	4 Proben	c
	Kerbschlagbiegeprüfung	2 Sätze	d
	Härteprüfung	erforderlich	e
	Makroschliff-Untersuchung	1 Probe	–
T-Stumpfstoß mit voller Durchschweißung – Bild 3 Rohrabzweigung mit voller Durchschweißung – Bild 4	Sichtprüfung	100 %	f
	Oberflächenrissprüfung	100 %	b und f
	Durchstrahlungs- oder Ultraschallprüfung	100 %	a, f und g
	Härteprüfung	erforderlich	e und f
	Makroschliff-Untersuchung	2 Proben	f
Kehlnähte – Bild 3 und Bild 4	Sichtprüfung	100 %	f
	Oberflächenrissprüfung	100 %	b und f
	Härteprüfung	erforderlich	e und f
	Makroschliff-Untersuchung	2 Proben	f

<sup>a</sup> Ultraschallprüfung darf nicht für  $t < 8$  mm angewendet werden und nicht für die Werkstoffgruppen 8, 10, 41 bis 48.

<sup>b</sup> Eindringprüfung oder Magnetpulverprüfung. Für nicht-magnetische Werkstoffe nur Eindringprüfung.

<sup>c</sup> Für Biegeprüfungen siehe 7.4.3.

<sup>d</sup> 1 Satz im Schweißgut und 1 Satz in der WEZ für Werkstoffe mit Dicken  $\geq 12$  mm und bei denen Kerbschlagarbeitwerte angegeben sind. Anwendungsnormen dürfen bei Dicken unter 12 mm Kerbschlagbiegeproben fordern. Die Prüftemperatur muss vom Hersteller im Hinblick auf die Anwendung oder die Anwendungsnorm gewählt werden, braucht aber nicht niedriger zu sein, als für den Grundwerkstoff gefordert. Zusätzliche Prüfungen, siehe 7.4.5.

<sup>e</sup> Nicht erforderlich für Grundwerkstoffe: Untergruppe 1.1 und Werkstoffgruppen 8, 41 bis 48.


<sup>f</sup> Die aufgeführten Prüfungen geben keine Informationen über die mechanischen Eigenschaften der Verbindung. Wo derartige Eigenschaften für die Anwendung wichtig sind, muss eine zusätzliche Qualifizierung, z. B. durch Qualifizierung einer Stumpfnäht, erfolgen.

<sup>g</sup> Für Außendurchmesser  $\leq 50$  mm wird keine Ultraschallprüfung gefordert. Bei Rohraußendurchmesser  $> 50$  mm und wenn es technisch unmöglich ist, eine Ultraschallprüfung anzuwenden, muss eine Durchstrahlungsprüfung durchgeführt werden, vorausgesetzt, die Verbindungsform ermöglicht aussagekräftige Ergebnisse.


[DIN EN ISO15614-1, Tabelle 1]

# D Protokolle und Dokumentation der zerstörenden Prüfungen

## D.1. Zugversuch

		Prüfprotokoll 52 350-1.10 Zugversuch DIN EN ISO 6892-1:2009 B10					Referat: 52 350 Schadensanalyse im Maschinenbau
Dateiname: 7608413008.mss    Datum: 06.11.2013 Bearbeiter: Frau Wagner    Prüfer: Raetzer Methode: Zugversuch flach m Extensometer50wahreSpG-Dehn.msm Prüfmaschine: MTS Sintech 65/G.Messdose: Probenform: Querkzugprobe DIN EN ISO 4136 Werkstoff: 1.4432		300 kN H-2990-006-50710 Extensometer: - Nachgeprüft: Dr. Diem    Datum: 06.11.2013					
Probennummer	Proben-bezeichnung	Dicke a mm	Breite b mm	Messlänge L <sub>c</sub> mm	Höchstzugkraft F <sub>m</sub> kN	Zugfestigkeit R <sub>m</sub> MPa	Bemerkung
1	ZSN 32.31	10.03	25.02	100	141.61	564	Bruch im GW
2	ZSN 32.32	10.10	25.08	100	145.85	576	Bruch im GW
3	ZSN 32.33	10.14	25.08	100	142.30	560	Bruch im GW


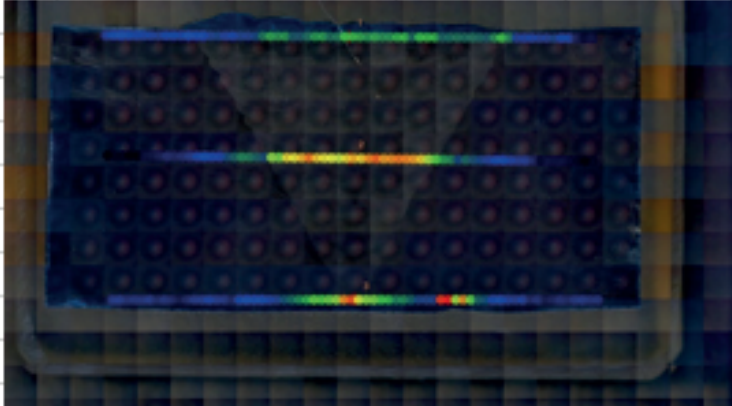
## D.2. Biegeversuch

		<h3>Prüfprotokoll 52 350-5.1</h3>																																																	
<h2>Zerstörende Prüfung von Schweißnähten</h2>																																																			
<h3>Biegeversuch DIN EN ISO 5173</h3>																																																			
<b>Biegeverfahren :</b> Biegedorn																																																			
<b>Prüfmaschine :</b> MAN Presse																																																			
<b>Auftragsnummer:</b> 760 8413 008		<b>Bearbeiter:</b> Frau Wagner																																																	
<table border="1" style="width: 100%; border-collapse: collapse;"> <thead> <tr> <th rowspan="2">Proben- nummer</th> <th rowspan="2">abmessung n</th> <th rowspan="2">Biegedorn- durch- messer</th> <th rowspan="2">Abstand zwischen den Stützrollen</th> <th rowspan="2">Biegewinkel</th> <th rowspan="2">Ausgangs- messlänge</th> <th rowspan="2">Biege- dehnung</th> <th rowspan="2">Bruchlage / Risslage / Art und Maße von</th> </tr> <tr> <th>bezeichnung</th> <th><math>\alpha</math> (°)</th> <th><math>L_0</math> mm</th> <th>mm</th> <th>%</th> <th>Schweißnaht- t- unregelmäßig- keiten</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>BSN 32.4</td> <td>10.5x40.5x4 27</td> <td>d mm 40</td> <td>l mm 65</td> <td>180</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>kleine Pore (0.5mm) in der SN, ohne Befund</td> </tr> <tr> <td>BSN 32.5</td> <td>10.35x40.3x 428</td> <td>d mm 40</td> <td>l mm 65</td> <td>180</td> <td>-</td> <td>-</td> <td>ohne Befund</td> </tr> <tr> <td colspan="8"> <b>TFBB =</b> oberseitige Stumpfnah-Querbiegeprobe  <b>LFBB =</b> oberseitige Stumpfnah-Längsbiegeprobe  <b>FBC =</b> oberseitige Biegeprobe mit Plattierung ohne Stumpfnah  <b>SBC =</b> Seitenbiegeprobe mit Plattierung ohne Stumpfnah  <b>FBCB =</b> oberseitige Biegeprobe mit Plattierung und Stumpfnah                 </td> </tr> <tr> <td colspan="8"> <b>TRBB =</b> wurzelseitige Stumpfnah-Querbiegeprobe  <b>LRBB =</b> wurzelseitige Stumpfnah-Längsbiegeprobe  <b>SBB =</b> Seitenbiegeprobe quer zur Stumpfnah  <b>SBCB =</b> Seitenbiegeprobe mit Plattierung und Stumpfnah                 </td> </tr> </tbody> </table>						Proben- nummer	abmessung n	Biegedorn- durch- messer	Abstand zwischen den Stützrollen	Biegewinkel	Ausgangs- messlänge	Biege- dehnung	Bruchlage / Risslage / Art und Maße von	bezeichnung	$\alpha$ (°)	$L_0$ mm	mm	%	Schweißnaht- t- unregelmäßig- keiten	BSN 32.4	10.5x40.5x4 27	d mm 40	l mm 65	180	-	-	kleine Pore (0.5mm) in der SN, ohne Befund	BSN 32.5	10.35x40.3x 428	d mm 40	l mm 65	180	-	-	ohne Befund	<b>TFBB =</b> oberseitige Stumpfnah-Querbiegeprobe <b>LFBB =</b> oberseitige Stumpfnah-Längsbiegeprobe <b>FBC =</b> oberseitige Biegeprobe mit Plattierung ohne Stumpfnah <b>SBC =</b> Seitenbiegeprobe mit Plattierung ohne Stumpfnah <b>FBCB =</b> oberseitige Biegeprobe mit Plattierung und Stumpfnah								<b>TRBB =</b> wurzelseitige Stumpfnah-Querbiegeprobe <b>LRBB =</b> wurzelseitige Stumpfnah-Längsbiegeprobe <b>SBB =</b> Seitenbiegeprobe quer zur Stumpfnah <b>SBCB =</b> Seitenbiegeprobe mit Plattierung und Stumpfnah							
Proben- nummer	abmessung n	Biegedorn- durch- messer	Abstand zwischen den Stützrollen	Biegewinkel	Ausgangs- messlänge									Biege- dehnung	Bruchlage / Risslage / Art und Maße von																																				
						bezeichnung	$\alpha$ (°)	$L_0$ mm	mm	%	Schweißnaht- t- unregelmäßig- keiten																																								
BSN 32.4	10.5x40.5x4 27	d mm 40	l mm 65	180	-	-	kleine Pore (0.5mm) in der SN, ohne Befund																																												
BSN 32.5	10.35x40.3x 428	d mm 40	l mm 65	180	-	-	ohne Befund																																												
<b>TFBB =</b> oberseitige Stumpfnah-Querbiegeprobe <b>LFBB =</b> oberseitige Stumpfnah-Längsbiegeprobe <b>FBC =</b> oberseitige Biegeprobe mit Plattierung ohne Stumpfnah <b>SBC =</b> Seitenbiegeprobe mit Plattierung ohne Stumpfnah <b>FBCB =</b> oberseitige Biegeprobe mit Plattierung und Stumpfnah																																																			
<b>TRBB =</b> wurzelseitige Stumpfnah-Querbiegeprobe <b>LRBB =</b> wurzelseitige Stumpfnah-Längsbiegeprobe <b>SBB =</b> Seitenbiegeprobe quer zur Stumpfnah <b>SBCB =</b> Seitenbiegeprobe mit Plattierung und Stumpfnah																																																			
Prüfdatum: 29.10.13..... Prüfer : Rätzer..... (Unterschrift)		Nachgeprüft: Dr. Diem..... Datum: 06.11.2013.....		Blatt 1... von 1...																																															

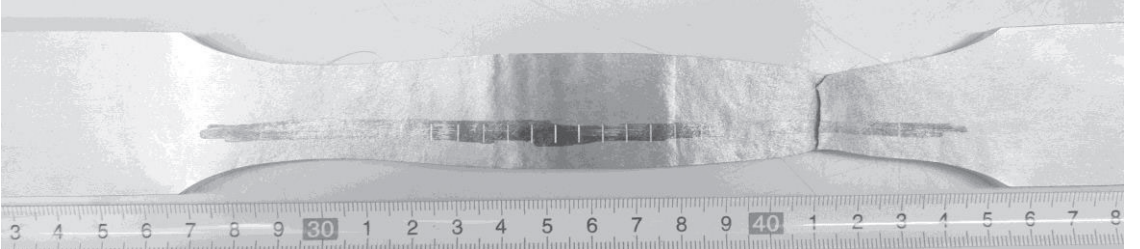
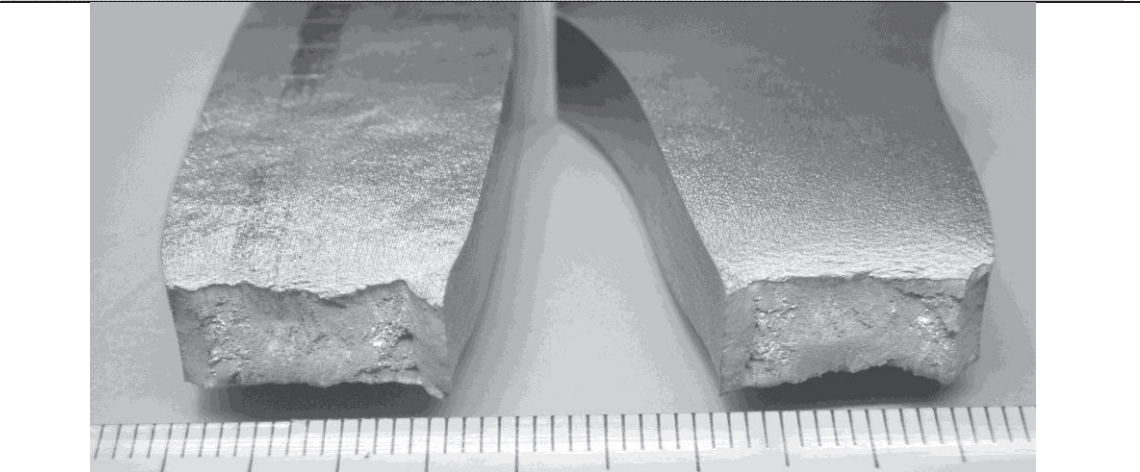
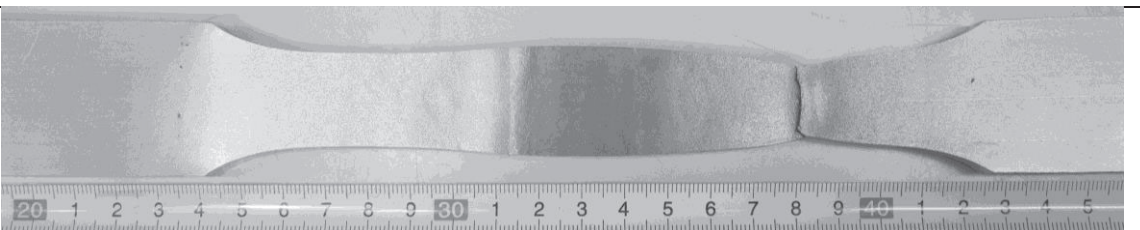


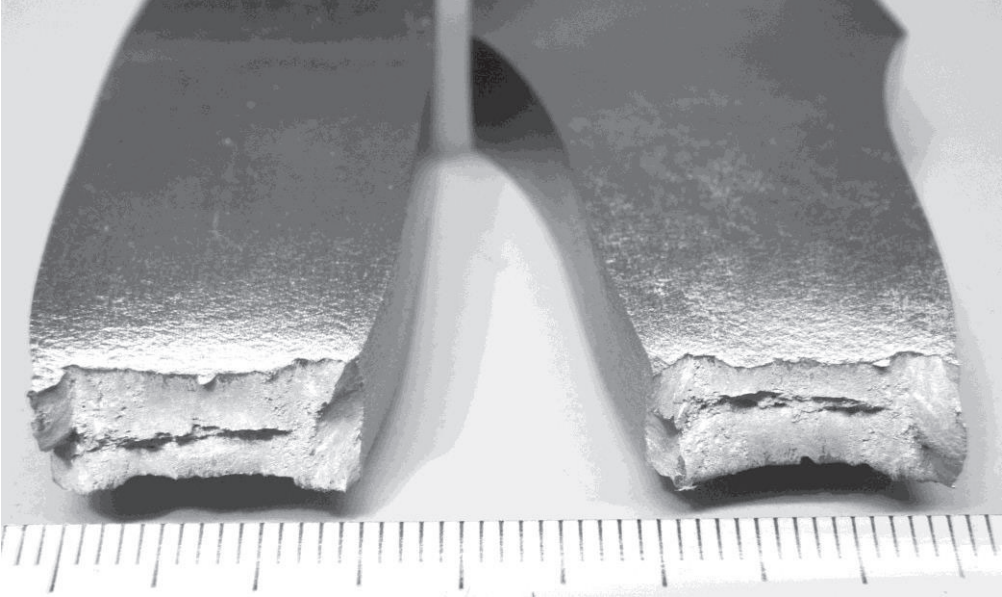
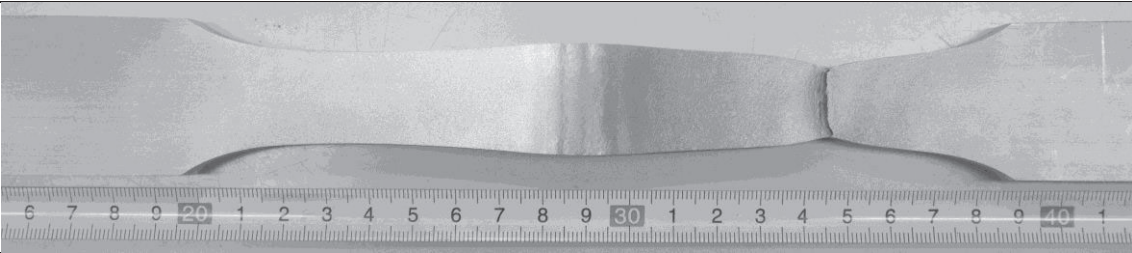
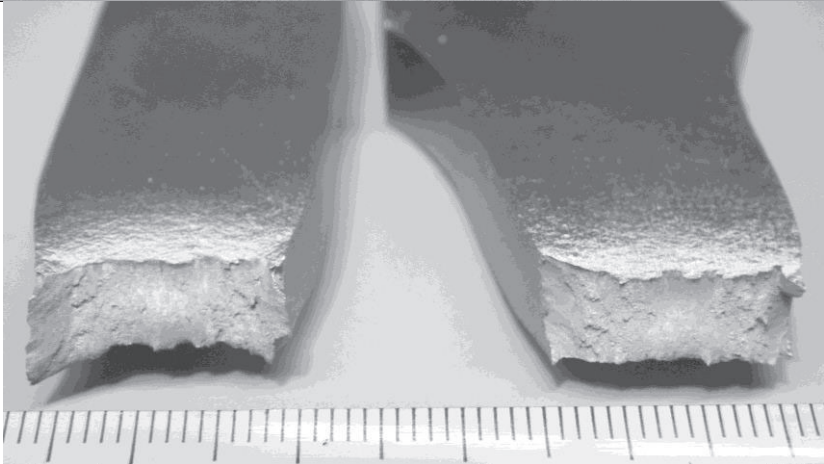
### D.4. Härteprüfung

(Auszug)Härtereihe am Bsp: Wurzellage SN32

 <b>MPA STUTTGART</b> <small>Materialprüfungszentrum Universität Stuttgart</small>		<b>Prüfprotokoll</b> MPAS-PPB 52310-08/1 Härteprüfung			<b>Referat</b> Metallographie und Elektronenmikroskopie		
<b>Auftragsnummer</b> 7608413008 <b>Probenbezeichnung</b> SN 32.2 Wurzel <b>Sachbearbeiter</b> Wagner <b>Prüfgerät</b> Zwick Z 323 (neu) <b>Ordnungsnummer</b> <b>Prüfbedingungen</b> <input checked="" type="checkbox"/> HV 0 DIN EN ISO 6507-1 <input type="checkbox"/> HBW DIN EN ISO 6506-1 <input type="checkbox"/> HRC DIN EN ISO 6508-1 <input type="checkbox"/> Prüftemperatur, falls außerhalb (23+/-5) °C							
<b>Kontroll- platte</b>	280,4 µm	280,2 µm	0,280 mm	0 HV	Sollwert: 237 HV 30		
<b>Eindruck- Nr.</b>	<b>d<sub>1</sub></b> µm	<b>d<sub>2</sub></b> µm	<b>d<sub>m</sub></b> mm	<b>Härte</b> HV	<b>Mittelwert</b> HV	<b>Abstand von</b> SG-Mitte in mm	<b>Bemerkung</b>
1	330,3	331,4	0,3308	0		-32,5	
2	326,3	333,9	0,3301	0		-31,5	
3	332,6	335,4	0,3340	0		-30,5	
... Auszug der Daten ...							
63	332,6	331,1	0,3319	0		29,5	
64	330,3	331,9	0,3311	0		30,5	
65	331,9	335,9	0,3339	0		31,5	
66	333,1	331,6	0,3324	0		32,5	
<b>Prüfdatum:</b>	10.10.13						
<b>Prüfer:</b>	Scheck						
	(Name und ggf. Unterschrift)						

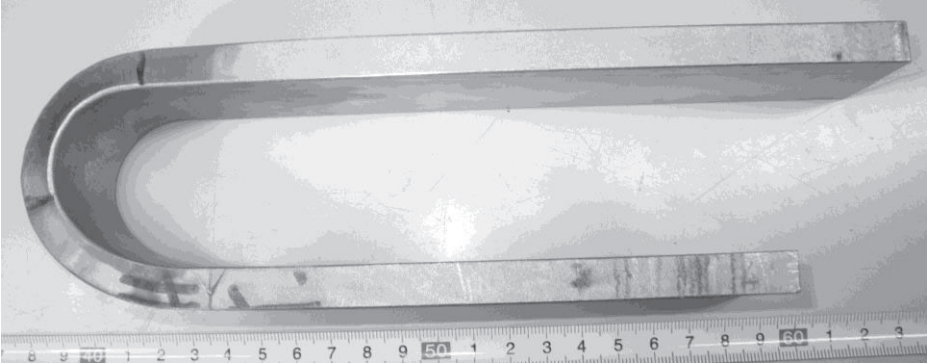
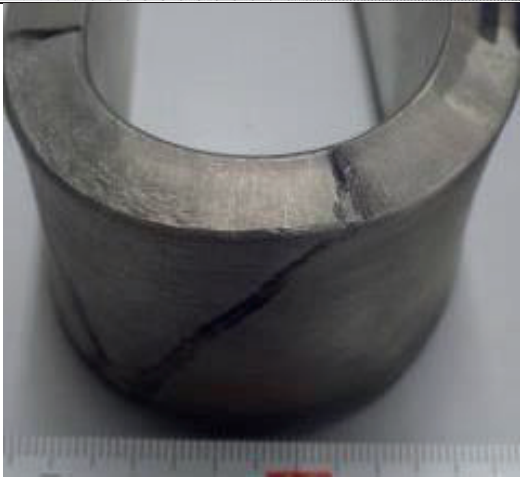

### D.5. Zugversuch

Probe ZSN32.31	
Übersicht	
Bruchfläche	
Probe ZSN32.32	
Übersicht	

Bruchfläche	
	Probe ZSN32.33
Übersicht	
Bruchfläche	

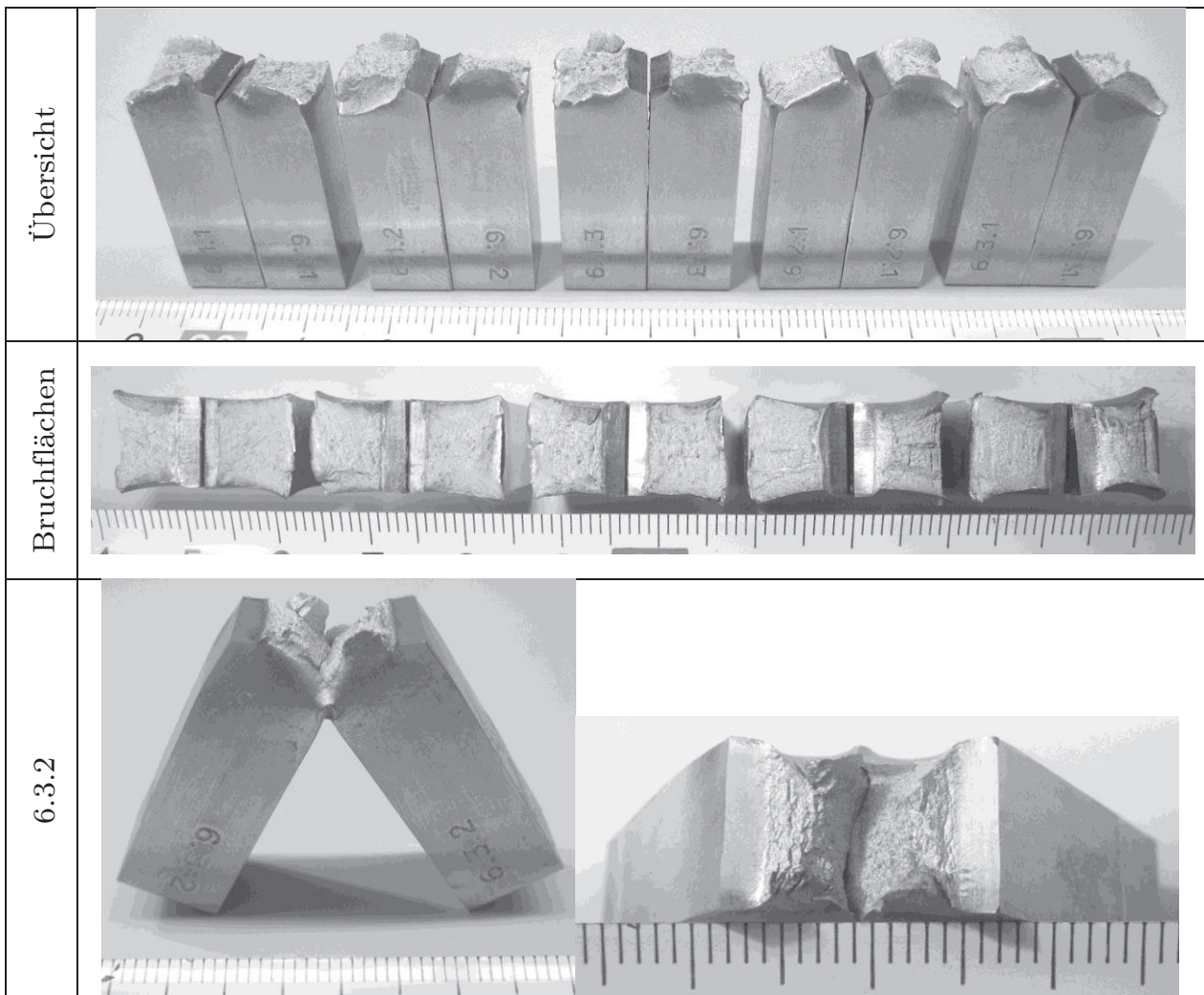


**D.6. Biegeversuch**

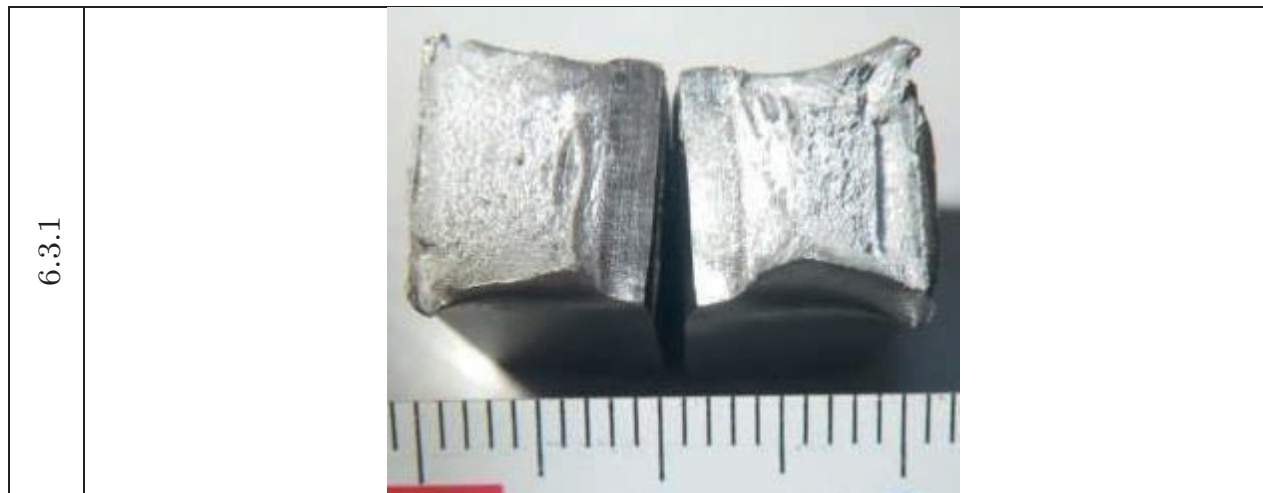
	<p>Probe BSN32.54</p>
	
<p>Naht-Stirnseite</p>	
	<p>Probe BSN32.55</p>
	



### D.7. Kerbschlagversuch

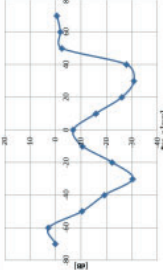
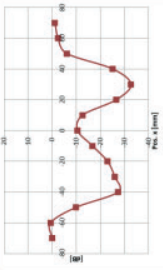
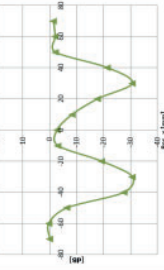
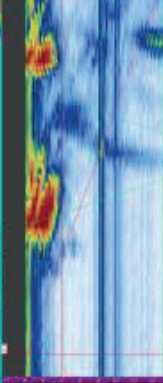
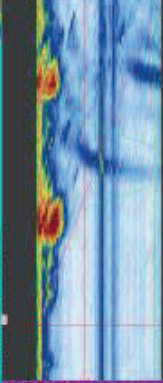
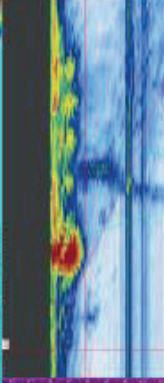
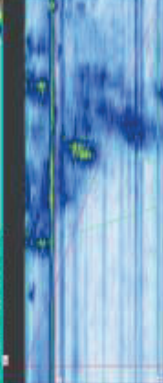
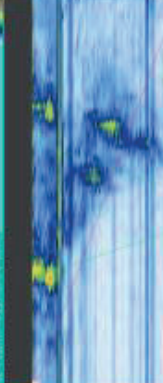

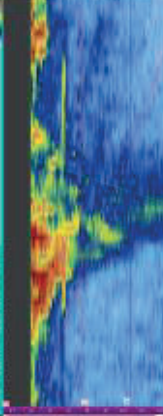
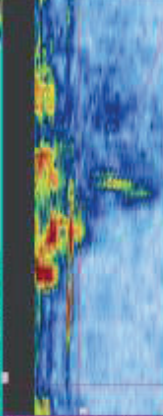
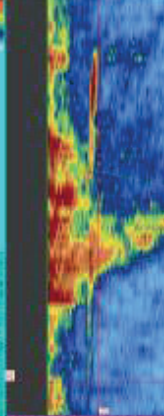


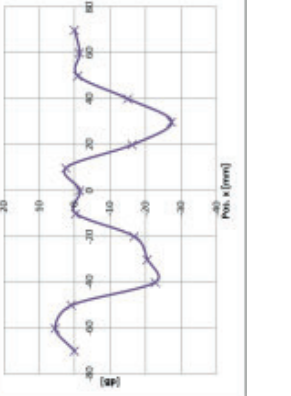
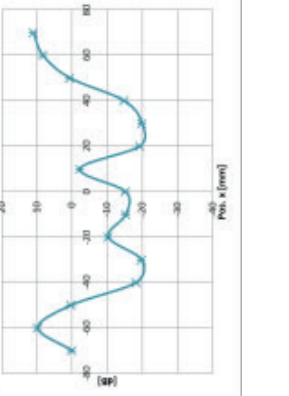
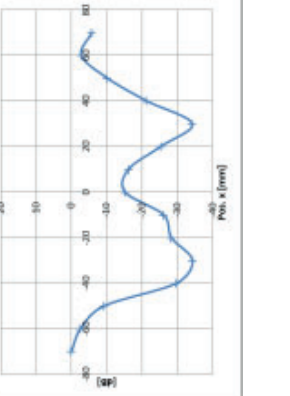
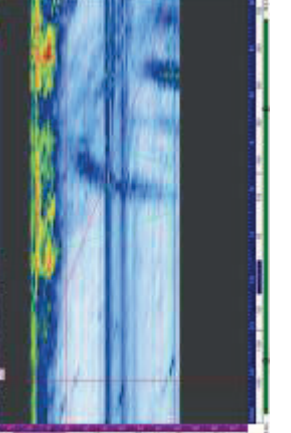
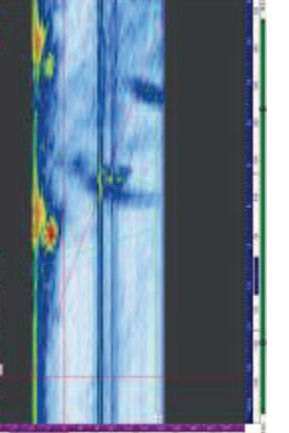
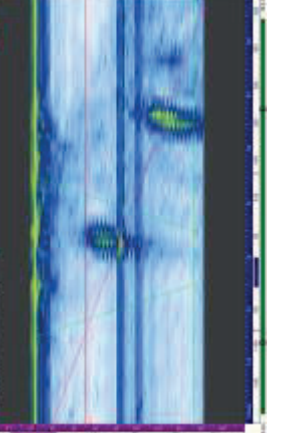
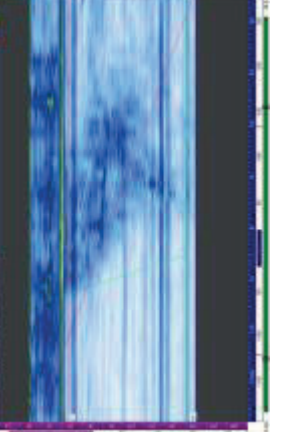
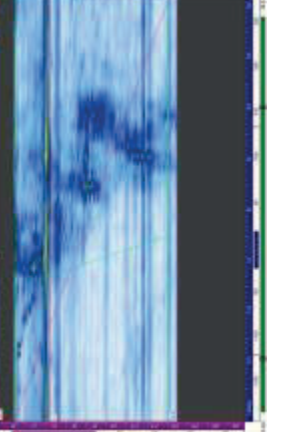
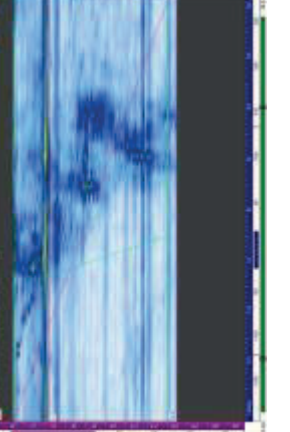
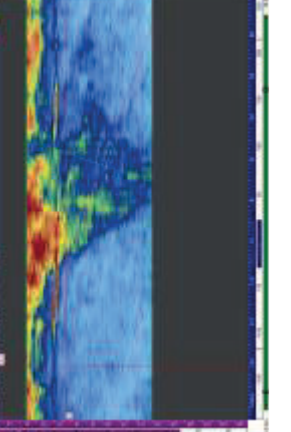
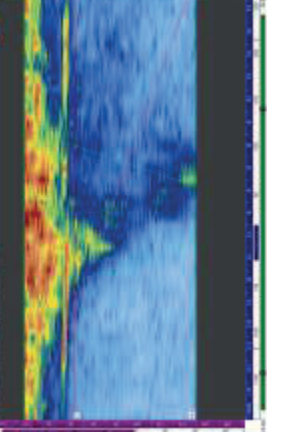
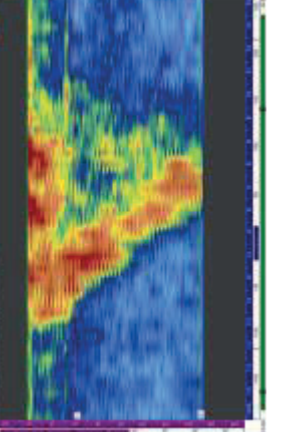
6.1.1			
6.1.2			
6.1.3			
6.2.1			

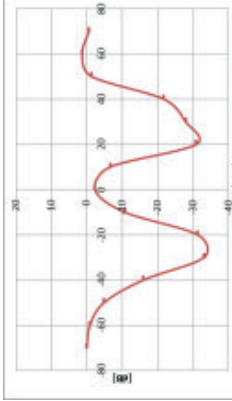
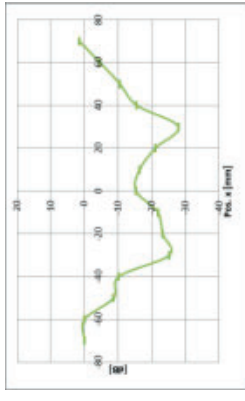
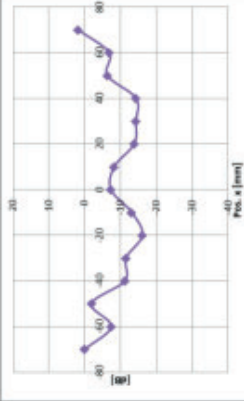
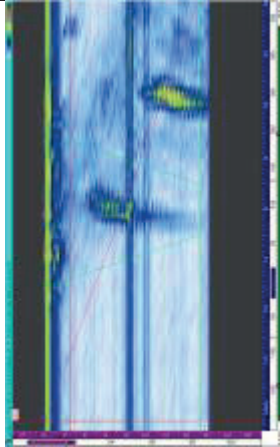
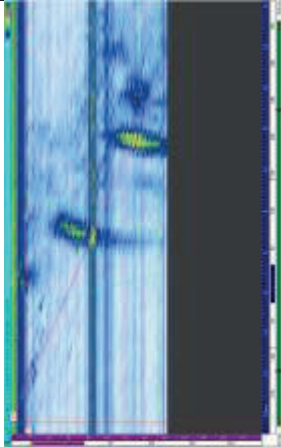
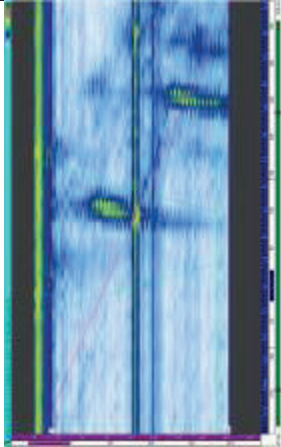
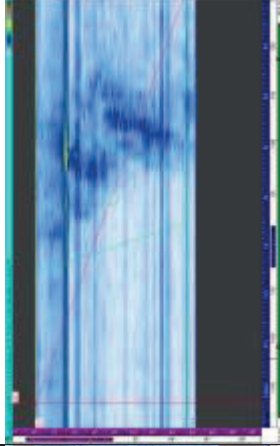
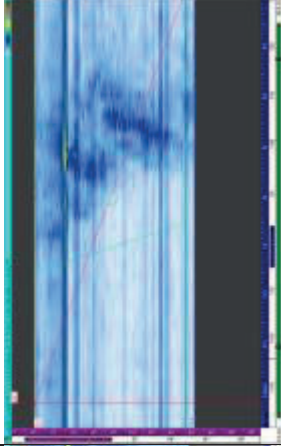
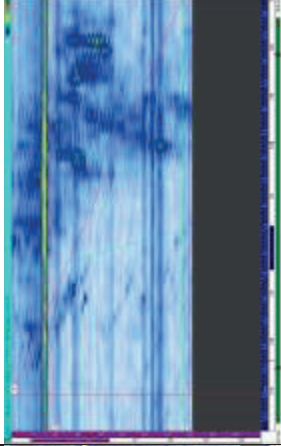
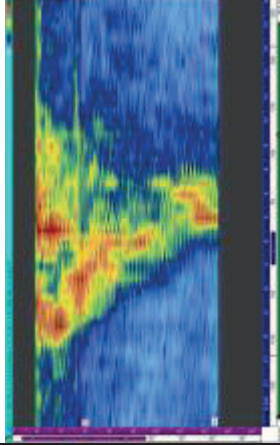
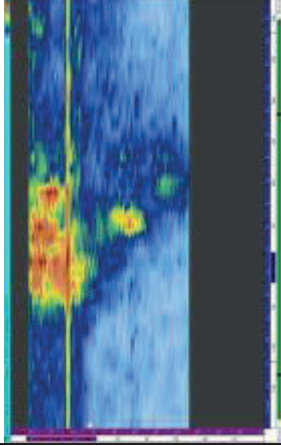
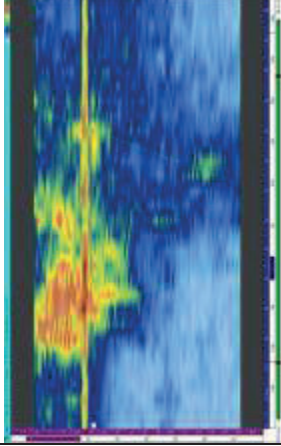


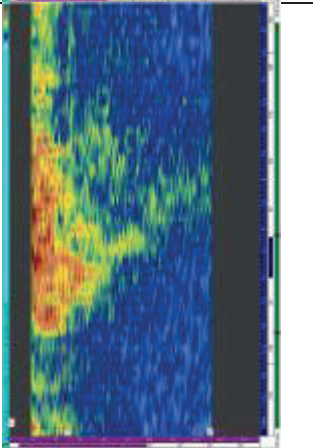
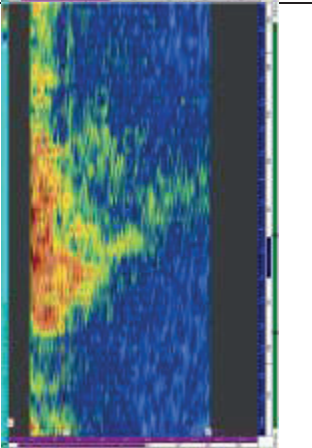
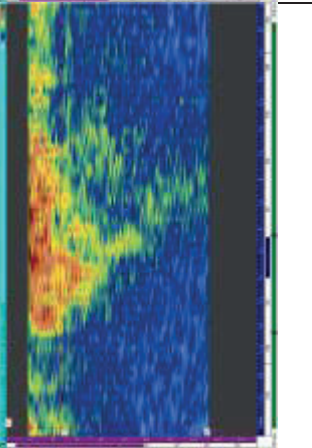
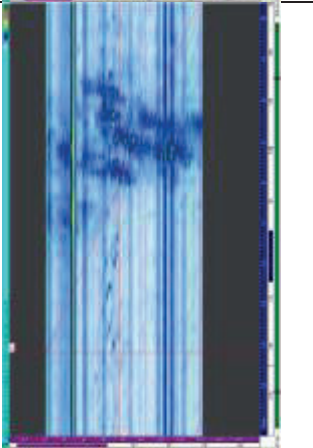
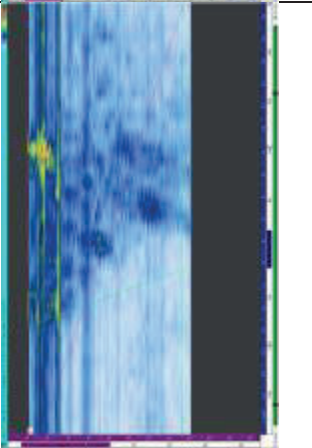
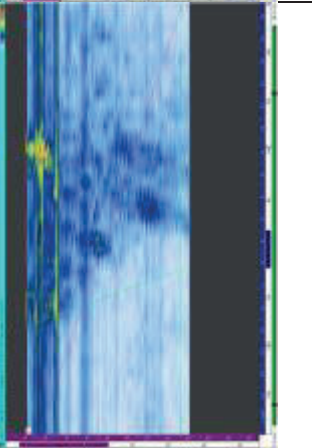
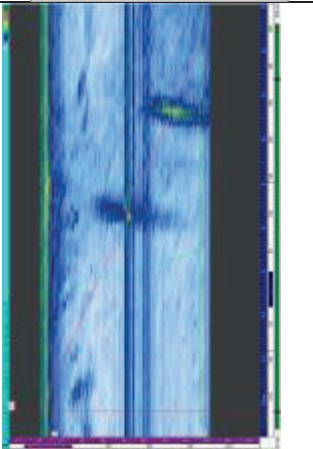
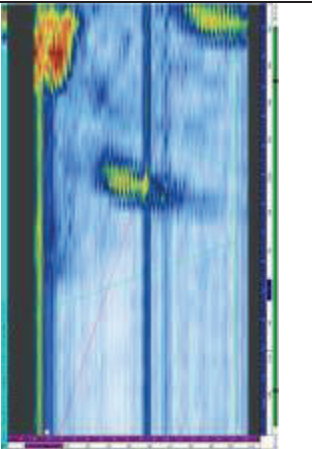
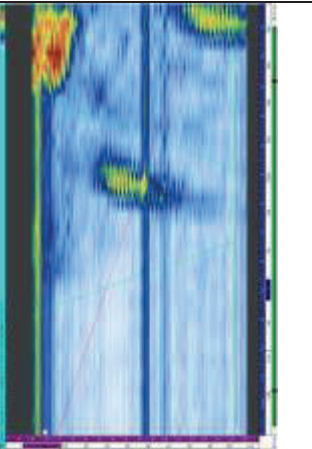
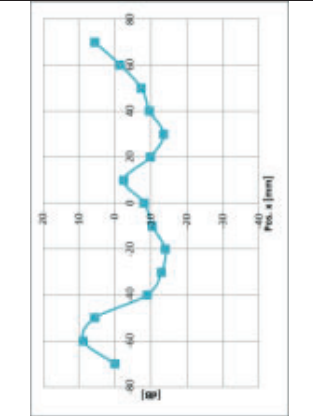
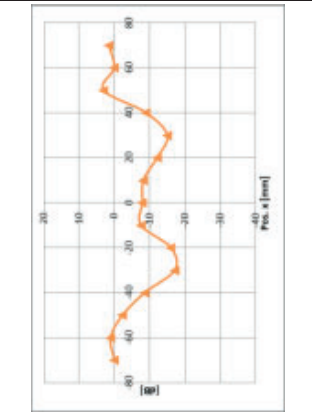
# E Ultraschall-Scans und Durchschallungsmessungen

Tabelle 10.1: Übersicht Ultraschall-Scans, Durchschallungsmessung

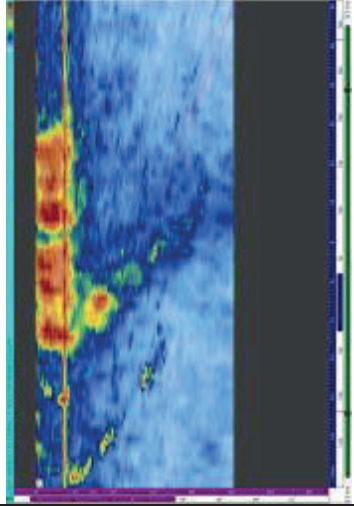
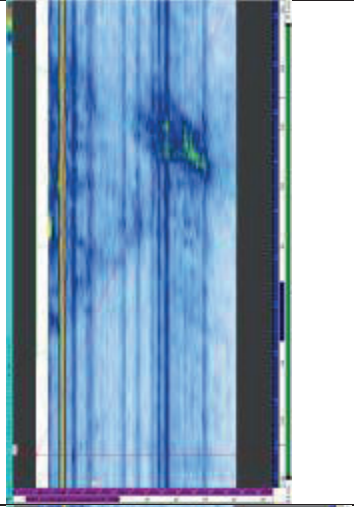
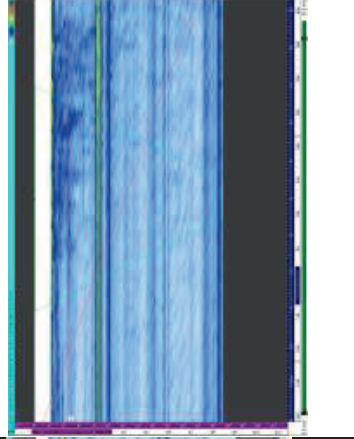
$\Delta V$ (dB), V- Durchsch. 2x MWB70N4			
2L16 (70°, 2.25MHz, long)			
2L16 (70°, 2.25MHz, trans)			
MWB 70 N4 (70°, 4MHz, trans)			
	SN17	SN18	SN19

<p><math>\Delta V</math> (dB), V-Durchsch. 2x MWB70N4</p>			
<p>2L16 (70°, 2.25MHz, long)</p>			
<p>2L16 (70°, 2.25MHz, trans)</p>			
<p>MWB 70 N4 (70°, 4MHz, trans)</p>			
	<p>SN20</p>	<p>SN21</p>	<p>SN25</p>

<p><math>\Delta V</math> (dB), V-Durchsch. 2x MWB70N4</p>			
<p>2L16 (70°, 2.25MHz, long)</p>			
<p>2L16 (70°, 2.25MHz, trans)</p>			
<p>MWB 70 N4 (70°, 4MHz, trans)</p>			
<p>SN26</p>	<p>SN27</p>	<p>SN28</p>	

	SN30	SN31	SN32
<p>MWB 70 N4 (70°, 4MHz, trans)</p>			
<p>2L16 (70°, 2.25MHz, trans)</p>			
<p>2L16 (70°, 2.25MHz, long)</p>			
<p><math>\Delta V</math> (dB), V-Durchsch. 2x MWB70N4</p>			<p>Keine Aufnahme vorliegend</p>



	<p>MWB 70 N4 (70°, 4MHz, trans)</p> 	<p>2L16 (70°, 2.25MHz, trans)</p> 	<p>2L16 (70°, 2.25MHz, long)</p> 	<p><math>\Delta V</math> (dB), V-Durchsch. 2x MWB70N4</p>	<p>Keine Aufnahme vorliegend</p>
<p>TK0001</p>					



## F Übersicht der Schweißnähte

Tabelle 10.2: Übersicht Schweißnähte

Schweiß- naht Nummer	Verfahren	Art der Schweißung	Wurzel- schwei- ßung/ Erodiert	Durchführung	US-Prüf.	Bohrung
SN1	Handmagnet	Einlagig	-	Handschweißung	-	-
SN2	Handmagnet	Einlagig	-	Handschweißung	-	-
SN3	Handmagnet	Einlagig	-	Handschweißung	-	-
SN4	Handmagnet	Einlagig	-	Handschweißung	-	-
SN5	Handmagnet	Einlagig	-	Handschweißung	-	-
SN6	Handmagnet	Einlagig	-	Handschweißung	-	-
SN7	Handmagnet	Einlagig	-	Automatisiert	-	-
SN8	Handmagnet	Einlagig	-	Automatisiert	-	-
SN9	Handmagnet	Einlagig	-	Automatisiert	-	-
SN10	Handmagnet	Einlagig	-	Automatisiert	-	-
SN11	Handmagnet	Einlagig	-	Automatisiert	-	-
SN12	Handmagnet	Einlagig	-	Automatisiert	-	-
SN13	Handmagnet	Mehrlagig	W	Automatisiert	-	-
SN14	Handmagnet	Mehrlagig	W	Automatisiert	-	-
SN15.1	ohne Beeinflussung	Mehrlagig	W	Handschweißung	-	-
SN15.2	100 Hz MF	Mehrlagig	W	Automatisiert	-	-
SN15.3	ohne MF	Mehrlagig	W	Automatisiert	-	-
SN16.0	ohne Beeinflussung	Mehrlagig	W	Automatisiert	-	-
SN16.1	ohne Beeinflussung	Mehrlagig	W	Automatisiert	-	-
SN16.2	500 Hz MF	Mehrlagig	W	Automatisiert	-	-
<b>SN17</b>	ohne Beeinflussung	Mehrlagig	E	Handschweißung	x	B
<b>SN18</b>	WIG 100 Hz ohne MF	Mehrlagig	E	Handschweißung	x	B
<b>SN19</b>	WIG 50 Hz ohne MF	Mehrlagig	E	Handschweißung	x	B
<b>SN20</b>	WIG 500 Hz ohne MF	Mehrlagig	E	Handschweißung	x	B
<b>SN21</b>	Zwischenlagen Temp max	Mehrlagig	E		x	B
SN22	Zwischenlagen Temp ??	Mehrlagig	E	Handschweißung	-	-
SN23	Elektromagnet ortsfest Mitte der SN 50Hz MF	Mehrlagig	E	Handschweißung	-	-

Schweißnaht Nummer	Verfahren	Art der Schweißung	Wurzelschweißung/ Erodiert	Durchführung	US-Prüf.	Bohrung
SN24	Zwischenlagen Temp schnelle Abkühlung (N <sub>2</sub> )	Mehrlagig	E	Handschiweißung	-	-
<b>SN25</b>	mechanische Vibrationen	Mehrlagig	E	Handschiweißung	x	B
SN26	Streckenenergie erhöht	Mehrlagig	E	Handschiweißung	-	-
<b>SN27</b>	Kombination WIG 100 Hz + MF puls 100 Hz	Mehrlagig	E	Handschiweißung	x	B
<b>SN28</b>	Kombination WIG 100 Hz + MF puls 55 Hz	Mehrlagig	E	Handschiweißung	x	B
SN29	Schweißende Person	Mehrlagig	E	Handschiweißung	-	-
<b>SN30</b>	mechanische Bearbeitung nach Erstarrung jeder Raupe	Mehrlagig	E	Automatisiert	x	B
<b>SN31</b>	Permanentmagnet unter der Schweißung mit- geführt	Mehrlagig	E	Automatisiert	x	B
<b>SN32</b>	WIG 50 Hz ohne MF	Mehrlagig	W	Handschiweißung	x	B
PRGS 0001	ohne Beeinflussung	Mehrlagig	W	Automatisiert	-	-


## **Erklärung über die Eigenständigkeit der Dissertation**

Ich versichere, dass ich die vorliegende Arbeit mit dem Titel  
Untersuchung zum Einfluss von veränderten austenitischen Schweißnahtgefügen auf  
die Ultraschallprüfung  
selbständig verfasst und keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel  
benutzt habe; aus fremden Quellen entnommene Passagen und Gedanken sind als  
solche kenntlich gemacht.

## **Declaration of Authorship**

I hereby certify that the dissertation entitled  
Investigation of the effect of modified grain structure of austenitic welds on ultrasonic  
testing  
is entirely my own work except where otherwise indicated. Passages and ideas from  
other sources have been clearly quoted.

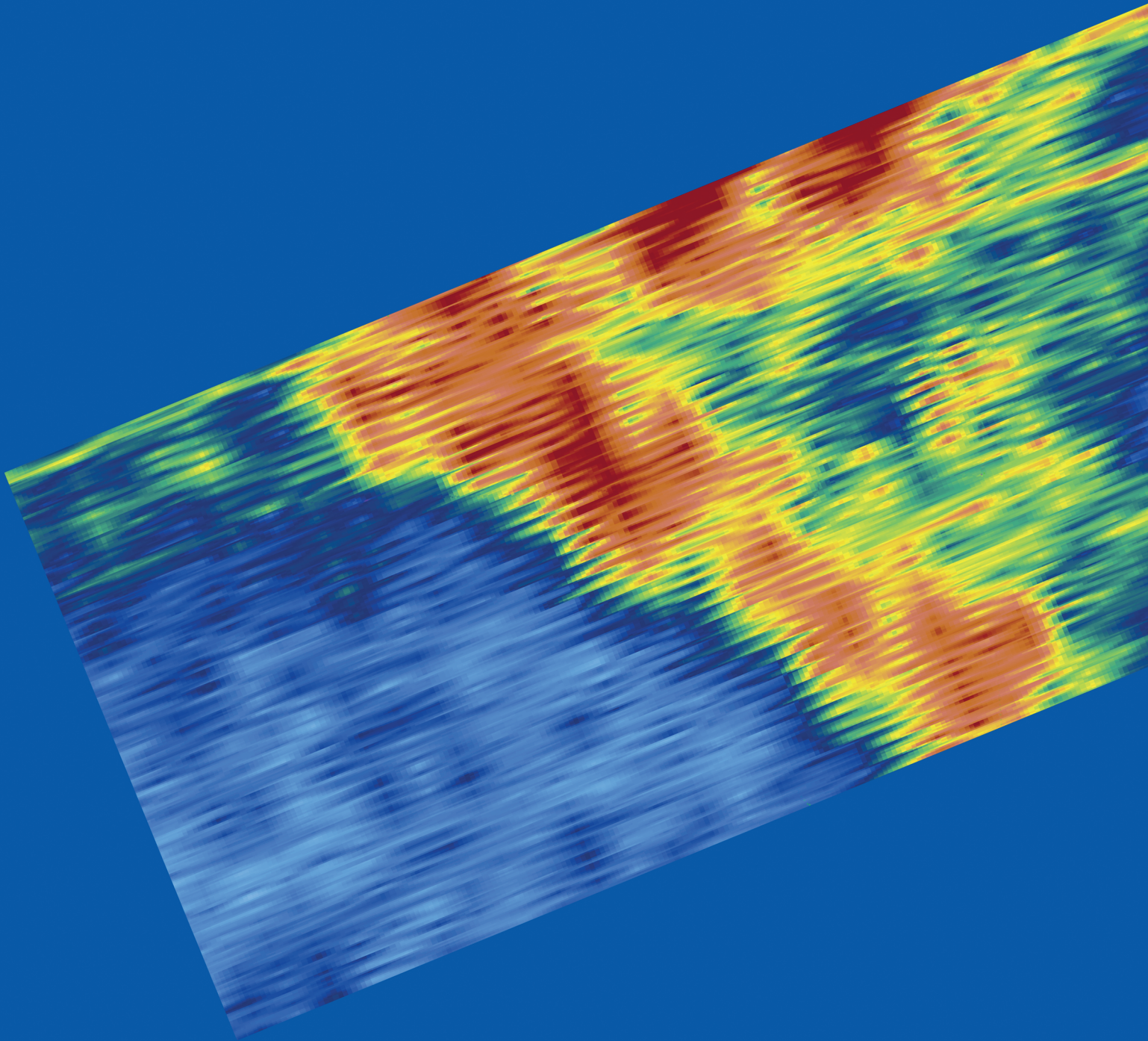
Name/Name: Sabine Wagner

Unterschrift/Signed: 

Datum/Date: 05.07.2021







**Universität Stuttgart**

ISBN: 978-3-946789-12-3