



Dipl.-Ing. Arndt Breuer

# **Tailor Welded Blanks in Hotstamping**

## **DISSERTATION**

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor der technischen Wissenschaften

eingereicht an der

**Technischen Universität Graz**

Betreuer

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Christof Sommitsch

Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik

Zweitbetreuer: Univ.-Prof. Dr. Peter Mayr  
Institut für Füge- und Montagetechnik, TU Chemnitz



## EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe. Das in TUGRAZonline hochgeladene Textdokument ist mit der vorliegenden Dissertation identisch.

24.11.2018

---

Datum

Arndt Breuer

---

Unterschrift



## **Dankesworte**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Zeit als Entwicklungsingenieur bei der ThyssenKrupp bzw. WISCO Tailored Blanks GmbH in Duisburg in Kooperation mit dem Institut für Werkstoffkunde, Fügetechnik und Umformtechnik der Technischen Universität Graz. Ich möchte mich bei allen Personen und Institutionen bedanken, die mir die Promotion ermöglicht haben.

Ein besonderer Dank geht dabei an Univ.-Prof. Dr.-Ing. Ralf Kolleck, der leider viel zu früh von uns ging. Er hat mich immer wieder motiviert, die Ergebnisse der zahlreichen gemeinsamen Untersuchungen in diese Arbeit einfließen zu lassen, und hat damit maßgeblichen Anteil an diesem Schrifttum. Es war für mich ein Schock, von seinem plötzlichen Tod zu erfahren. Ich hätte mich sehr gerne persönlich für sein Antreiben bedankt.

Ein großer Dank geht auch an Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Christof Sommitsch, der sich bereit erklärte, die Betreuung dieser Arbeit und die damit verbundenen Mühen auf sich zu nehmen. Dankeschön auch für die Geduld, dass sich das Zusammenschreiben während meiner Vollzeittätigkeit bei der EDAG Engineering GmbH so lange hingezogen hat. Ebenso möchte ich Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Peter Mayr für die Zweitbegutachtung danken.

Herrn Dr. Christian Both möchte ich auch herzlich danken für seine Unterstützung als mein Vorgesetzter. Viele Ergebnisse, Interpretationen und Ideen beruhen auch auf seiner intellektuellen Mithilfe. Ebenso danke ich Herrn Max Brandt für seine Vorarbeit auf dem Gebiet der Hotform Blanks und für sein Ermutigen, diese Dissertation anzugehen.

Weiterhin möchte ich mich herzlich bei Robert Vollmer und Vladimir Boskovic für Ihre Unterstützung in jeglicher Hinsicht bedanken. Ihr habt mir nicht nur durch das Härten der Proben oder das Erodieren, sondern auch durch große Unterstützung im curricularen Teil der Promotion enorm weitergeholfen, und seid mir während dieser Zeit auch zu lieben Freunden geworden. Großartig war auch die gemeinsame Präsentation der Ergebnisse auf verschiedenen Tagungen.

Ein weiterer Dank geht an die ehemaligen Kollegen der ThyssenKrupp Steel Europe AG, Herrn Sascha Sikora, Herrn Janko Banik und vor allem Herrn Dietmar Schaftinger, die bei Fragen immer weiterhelfen konnten, Bleche gehärtet und untersucht und Material zur Verfügung gestellt haben. Euch auch vielen Dank für das freundschaftliche Verhältnis.

Lukas Zysk hat mit seiner Masterarbeit großen Anteil an dieser Arbeit. Während der Betreuung konnte ich viel über thermodynamische Gleichgewichtsberechnungen lernen. Vielen Dank Lukas! Vielen Dank auch an Christopher Bähr, Manuja Thammanna und Stefan Müller,

die mir im Rahmen von Praktika, Master- und Bachelorarbeiten viel Arbeit bei der Versuchsplanung, -durchführung und -auswertung abnehmen konnten.

Nicht zuletzt möchte ich mich für die gute Zusammenarbeit bei den Herren Dr. Jens Standfuß, Dr. Axel Jahn, Jens Liebscher und Dr. Jörg Bretschneider vom Fraunhofer IWS in Dresden bedanken.

Vielen herzlichen Dank auch an meine Eltern, die mir meinen bisherigen Werdegang mit Rat und Tat, Motivation und natürlich während des Studiums und zweier Auslandsaufenthalte auch finanziell ermöglicht haben.

Mein größter Dank gebührt meiner lieben Frau Tanja, die mir Motivation und Freiräume gab, diese Arbeit erfolgreich abzuschließen, und meinem Sohn Ari, der durch seine Geburt zwar für eine gewisse Verzögerung sorgte, mich mit seinem fröhlichen Wesen aber auch immer dazu brachte, positiv zu denken, und mich so motivierte.

Bergisch Gladbach, 24.11.2018

A handwritten signature in black ink that reads "Arndt Breuer". The signature is written in a cursive style with a horizontal line at the end.

Arndt Breuer

## Kurzfassung

Tailor Welded Blanks haben sich im Bereich höchster Craschanforderungen in der Automobilindustrie als eine ideale Lösung durchgesetzt. Im Hinblick auf die immer höheren Anforderungen an die Festigkeitseigenschaften von Strukturbauteilen im Fahrzeug wird zunehmend die Warmumformung in der Serienfertigung eingesetzt. Hierbei erreichen in erster Linie Mangan-Bor-Stähle durch den Presshärtevorgang Festigkeiten von über 1500 MPa. In der Regel sind diese Stähle mit einer Aluminium-Silizium-Beschichtung versehen, die das Bauteil im Aufheizprozess vor Verzunderung schützt, so dass es nach dem Umformprozess ohne Nachbehandlung dem Lackierprozess zugeführt werden kann.

Seit einigen Jahren sind auch Tailor Welded Blanks für die Warmumformung etabliert. Dabei stellt das Härten der Schweißnaht aufgrund der veränderten Gefügeausbildung im Vergleich zum Grundwerkstoff eine Herausforderung dar. Die Schweißnaht erfordert eine höhere Abkühlgeschwindigkeit zur martensitischen Umwandlung und verkleinert dadurch das Prozessfenster in der Warmumformung.

Zunächst werden daher in dieser Arbeit die wesentlichen Einflussgrößen wie Ofentemperatur, Transferzeit, Anpressdruck und Formschluss untersucht, um das Prozessfenster des Härteprozesses zu ermitteln.

Ein Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung eines neuen Schweißverfahrens, das durch Einbringung von Legierungselementen das Prozessfenster des späteren Presshärteprozesses erweitert, um das Produkt Tailor Welded Blanks für den Kunden attraktiver zu gestalten.

Im aktuellen Serien-Schweiß-Prozess bei Tailor Welded Blanks für die Warmumformung ist es bei AlSi-beschichteten Blechen notwendig, die Beschichtung im Bereich der Schweißkante vor dem Schweißprozess zu entfernen. So werden intermetallische Phasen in der Schmelze vermieden, die einen Schwachpunkt des späteren Produktes darstellen können. Dieser zusätzliche Prozess bedeutet erhebliche Mehrkosten für das Produkt Tailor Welded Blank in der Warmumformung.

Ein zweiter Schwerpunkt dieser Arbeit ist daher die Entwicklung eines Schweißverfahrens, dass das vorherige Entschichten überflüssig macht. Dazu werden zwei Maßnahmen verfolgt, zum einen geht es um eine bessere Durchmischung der Schmelze, so dass keine kritischen Aluminium-Anreicherungen entstehen. Zum anderen zielt das neue Verfahren auf die Reduzierung des Aluminium-Gehaltes durch Einbringung von nicht Al-haltigem Zusatzwerkstoff.

Beide neu entwickelten Schweißprozesse werden abschließend im Presshärteprozess auf ihre Funktionalität geprüft.

## Abstract

Tailor Welded Blanks have been established as an ideal solution in automotive industry in the field of crash standards. Because of the growing demands for strength properties of body parts, hot stamping is increasingly used in serial production. Especially manganese-boron-steels achieve a tensile strength above 1500 MPa due to the quenching process. Generally these steels are covered with an aluminum-silicon-coating that prevents the scaling of the part. Thus the part can undergo the painting right after hot stamping without another cleaning process.

Since several years also Tailor Welded Blanks for hot stamping have been established. Here the hardening of the weld area poses a challenge due to mutated crystalline structure compared to the parent material. The weld seam requires a higher cooling rate for martensitic transformation and thereby minimizes the process window in hot stamping.

Therefore, first of all the crucial influencing parameters as oven temperature, transfer time, contact pressure and form fit are examined to identify the process window of the quenching process.

One objective of this paper is the development of a new welding process that widens the process window in hot stamping by alloying during welding to promote the product Tailor Welded Blanks.

The ablation of the AlSi-coating along the blank edge that is to be welded is a necessary process in current serial production of Tailor Welded Blanks for hot stamping. By doing so, intermetallic phases in the weld pool are avoided, which could result in a weak spot of the later product. This additional process step implies considerable additional costs for the product Tailor Welded Blank for hot stamping.

Because of this, a second emphasis of this paper is the development of a welding process that makes the prior ablation process superfluous. Two measures were determined: a better dilution of the weld pool to avoid critical aluminum enrichments and a reduction of the aluminum content in the weld pool by insertion of non-aluminum carrying filler material.

The effect of both newly developed welding processes is then verified in quenching process.

## Sperrvermerk

Die vorliegende Dissertation mit dem Titel „Entwicklung von Laserstahlschweißprozessen von Tailor Welded Blanks für die Warmumformung“ beinhaltet interne und vertrauliche Informationen des Unternehmens WISCO Tailored Blanks GmbH.

Eine Einsicht in diese Dissertation ist nicht gestattet. Ausgenommen davon sind die betreuenden Dozenten sowie die befugten Mitglieder des Prüfungsausschusses. Eine Veröffentlichung und Vervielfältigung der Dissertation – auch in Auszügen – ist nicht gestattet.

Ausnahmen von dieser Regelung bedürfen einer Genehmigung der Fa. WISCO Tailored Blanks GmbH.

*Arndt Breuer*



## Inhalt

Kurzfassung .....	3
Abstract.....	4
Sperrvermerk .....	5
1 Einleitung .....	11
2 Stand der Technik .....	13
2.1 Tailor Welded Blanks in der Automobilindustrie.....	13
2.1.1 Produkt .....	13
2.1.2 Prozess.....	17
2.1.2.1 Schneiden.....	17
2.1.2.2 Laserstrahlschweißen.....	18
2.2 Warmumformung in der Automobilindustrie .....	20
2.2.1 Werkstoffe.....	20
2.2.1.1 22MnB5 (1.5528).....	21
2.2.1.2 HX340LA (1.0933).....	24
2.2.2 Beschichtungen .....	25
2.2.3 Warmumformprozess .....	27
2.3 Hotform Blanks – Tailor Welded Blanks für die Warmumformung.....	31
2.3.1 Produkt .....	31
2.3.2 Prozess.....	33
2.3.2.1 Laser-Entschichten.....	34
2.3.2.2 Laserstrahlschweißen.....	37
2.4 Patchwork Blanks in der Warmumformung .....	39
2.5 Tailor Rolled Blanks (TRB®) .....	39
2.6 Tailored Properties durch angepasste Temperaturführung.....	40
2.6.1 Partielles Austenitisieren.....	40
2.6.2 Spezifische Abkühlung / Tailored Tempering .....	40
2.6.3 Partielles Anlassen .....	41

---

2.7	Vergleich der Technologien.....	41
2.8	Erweiterung des Laserstrahlschweißens .....	44
2.8.1	Erhöhung des Kohlenstoffgehalts bzw. anderer austenitstabilisierender Elemente .....	44
2.8.2	Schweißen ohne vorheriges Entschichten .....	45
2.8.3	Laserstrahlschweißen mit Zusatzdraht .....	46
3	Zielsetzung .....	49
3.1.1	Einflussgrößen bei der Warmumformung von Tailor Welded Blanks .....	49
3.1.2	Erweitern des Warmformprozessfensters für artgleiche Verbindungen .....	49
3.1.3	Schweißen ohne vorheriges Entschichten .....	49
4	Untersuchungen zur Warmumformung von Tailor Welded Blanks .....	51
4.1	Härtbarkeit der Schweißnaht.....	51
4.2	Offset Dickensprung .....	52
4.3	Flächenpressung.....	53
4.4	Ofentemperatur und Transferzeit.....	55
5	Entwicklung eines Schweißverfahrens zur Erweiterung der Prozessgrenzen .....	71
5.1	Frühere Untersuchungen.....	71
5.2	Theoretischer Ansatz .....	72
5.3	Versuchsplanung und -durchführung.....	76
5.3.1	Vergleich von drei verschiedenen Schweißprozessen .....	77
5.3.2	Ermittlung des Einflusses der Zusatzdrahtmenge .....	77
5.3.3	Überprüfung der Ergebnisse im realen Presshärtezeug.....	78
5.3.4	Überprüfung der Ergebnisse bei anderen Dickenkombinationen .....	79
5.4	Ergebnisse .....	79
5.4.1	Vergleich von drei verschiedenen Schweißprozessen .....	79
5.4.2	Ermittlung des Einflusses der Zusatzdrahtmenge .....	83
5.4.3	Überprüfung der Ergebnisse im realen Presshärtezeug.....	86
5.4.4	Überprüfung der Ergebnisse bei anderen Dickenkombinationen .....	87

---

6	Entwicklung eines Schweißverfahrens zum Entfall des Entschichtungsprozesses .....	89
6.1	Frühere Untersuchungen .....	90
6.2	Theoretischer Ansatz .....	95
6.3	Versuchsplanung und –durchführung .....	100
6.3.1	Mischverbindung / Härten im Plattenwerkzeug .....	100
6.3.2	Mischverbindung / Härten im realen Werkzeug .....	101
6.3.3	Artgleich AS80 .....	102
6.3.4	Artgleich AS150 .....	104
6.3.5	Alternative Zusatzdrähte .....	104
6.3.6	Graphitauftrag und weitere alternative Zusatzdrähte .....	106
6.3.7	Graphit und Turboschweißen .....	108
6.4	Ergebnisse .....	109
6.4.1	Mischverbindung / Härten im Plattenwerkzeug .....	109
6.4.2	Mischverbindung / Härten im realen Werkzeug .....	118
6.4.3	Artgleich AS80 .....	121
6.4.4	Artgleich AS150 .....	131
6.4.5	Alternative Zusatzdrähte .....	134
6.4.6	Graphitauftrag und weitere alternative Zusatzdrähte .....	147
6.4.7	Graphit und Turboschweißen .....	154
7	Zusammenfassung, Schlussfolgerungen und Ausblick .....	159
8	Formelzeichen und Indizes .....	163
9	Abbildungsverzeichnis .....	166
10	Tabellenverzeichnis .....	173
11	Literatur .....	175



## 1 Einleitung

Bereits seit 1985 sind Tailored Blanks, auch Tailor Welded Blanks (TWB) genannt, in der Automobilindustrie im Serieneinsatz. Sie wurden von der damaligen Thyssen Stahl AG 1983 für den Audi 100 entwickelt, da es weltweit zu diesem Zeitpunkt keine Anlage gab, die ein 3,20 m breites verzinktes Stahlband für das Bodenblech hätte herstellen können. So entwickelte sich die Idee, das Bodenblech aus zwei Einzelblechen herzustellen, die mittels Laserstrahlschweißen verbunden wurden. [IHK 05]

Erst später entfaltete sich das Potential dieser Technologie, z.B. durch das Fügen unterschiedlich dicker Bleche eine Gewichtsoptimierung zu erzielen. Außerdem können unterschiedliche Stahlgüten miteinander verschweißt werden, um das Crashverhalten einer Karosserie zu optimieren. Auch kann je nach Bauteilgeometrie die Materialausnutzung verbessert und durch die Integration mehrerer Einzelteile in ein Tailor Welded Blank Investitionskosten im Zusammenbau reduziert werden. Tailor Welded Blanks sind auch heute noch nicht aus einer Großserien-Karosserie wegzudenken.

Ebenfalls Mitte der 80er Jahre wurden im Saab 9000 erstmals warmumgeformte Bauteile in der Serienfertigung eingesetzt. Durch das auch Presshärten genannte Verfahren können die eingesetzten Mangan-Bor-Stähle Festigkeiten bis zu 2000 MPa erreichen und somit einen deutlichen Beitrag zur Gewichtsreduzierung der Karosserie erzielen sowie höchste Crashanforderungen erfüllen. Schon Ende der 90er Jahre wurden ca. 8 Millionen warmumgeformte Bauteile für die Automobilindustrie hergestellt. Nach der Jahrtausendwende gab es eine rasante Entwicklung dieser Technologie, so dass im Jahr 2007 bereits über 100 Millionen Bauteile gefertigt wurden [ASP 08], 2018 über 500 Millionen [SCH 18]. Heutzutage werden große Teile von Großserien-Karosserien, insbesondere die crashrelevanten Strukturen, durch warmumgeformte Bauteile abgebildet. Die Anzahl von Warmformlinien weltweit lag 2011 bereits über 130 [THY 12], 2017 über 300 [WEB 17].

Es war also die logische Konsequenz, diese beiden erfolgreichen Technologien zu kombinieren. Die sogenannten Hotform Blanks, also Tailor Welded Blanks für die Warmumformung, wurden erstmals 2007 für den Serieneinsatz im Audi A4 und A5 hergestellt. Auch bei diesem Produkt können zum einen unterschiedlich dicke Bleche zur Gewichtsreduzierung und zum anderen Bleche unterschiedlicher Güten verschweißt werden. Für letzteres ist eine B-Säule das prädestinierte Bauteil. Während der höchstfeste Mangan-Bor-Stahl im oberen Bereich des Bauteils im Seitencrash das Eindringen in die Fahrgastzelle verhindern soll, ermöglicht der duktile Fuß aus einem nicht härtbaren, mikrolegierten Stahl den Abbau der Aufprallenergie.

Warmformbauteile werden in der Regel mit einer Aluminium-Silizium-Beschichtung (AlSi oder AS) versehen. Diese verhindert das Verzundern der Bleche im Ofen und beim Transport an Luft. Das Verzundern würde ansonsten zu einem erhöhten Verschleiß bzw. kürzeren Rei-

nigungsintervall der Umformwerkzeuge führen. Weiterhin müsste das Bauteil vor dem Lackierprozess mittels Sandstrahlen von dem Zunder befreit werden. Die Beschichtung führt allerdings für das Produkt Hotform Blanks zu einem zusätzlichen Prozessschritt. Da das Aluminium der Beschichtung beim Laserstrahlschweißen mit aufgeschmolzen werden würde, könnten sich in der Schweißnaht nicht härtbare aluminiumreiche Ferrite oder spröde intermetallische Phasen bilden, die je nach Materialpaarung eine Schwachstelle des Produktes bedeuten würden. Um dies zu verhindern, wird bei den Fügepartnern vor dem Verschweißen im Randbereich die Beschichtung mittels Laserstrahl entfernt.

Bei der artgleichen Materialpaarung aus Mangan-Bor-Stahl mit unterschiedlichen Dicken trat in der Vergangenheit trotz vorheriger Entschichtung ein Härteabfall in der Schweißnaht gegenüber der Härte des Grundwerkstoffes auf. Die Ursache dieses Phänomens, das zu einer Schwachstelle des artgleichen Hotform Blanks führt, konnte bisher nicht abschließend eruiert werden. Zwar wurden einige Thesen dazu aufgestellt, jedoch wurde bislang nicht die Gewichtung der einzelnen Einflussfaktoren ermittelt.

## 2 Stand der Technik

In diesem Kapitel werden die für diese Arbeit relevanten Aspekte zum aktuellen Stand der Technik beleuchtet. Zunächst werden Tailored Products und der Herstellungsprozess von Tailor Welded Blanks erläutert. Danach wird das Feld der Warmumformung inklusive der verwendeten Werkstoffe und Beschichtungen vorgestellt. Anschließend wird der Einsatz von Tailor Welded Blanks in der Warmumformung, von sogenannten Hotform Blanks, behandelt.

Bevor ein Vergleich verschiedener Wettbewerbsprodukte mit diesen Hotform Blanks ange stellt wird, werden auch diese alternativen Produkte kurz vorgestellt.

Abschließend werden relevante Patente und Veröffentlichungen behandelt, die die Erweiterung des Laserstrahlschweißverfahrens behandeln und damit die Grundlage für die Zielsetzung und die Entwicklungen dieser Arbeit bilden.

### 2.1 Tailor Welded Blanks in der Automobilindustrie

Die Geschichte der Tailor Welded Blanks, auch Tailored Blanks, in der Automobilindustrie begann 1985 bei der Thyssen Stahl AG. Diese Entwicklung wurde notwendig für das Bodenblech des damaligen Audi 100, der mit einer voll verzinkten Karosserie angeboten werden sollte. Da es zu diesem Zeitpunkt weltweit keine Bandanlage gab, die ein 3,20 m breites, verzinktes Stahlband herstellen konnte, entstand bei der damaligen Thyssen Stahl AG die Idee, zwei einzelne, in Dicke, Güte und Beschichtung identische Platinen zu der gewünschten Größe mittels Laserstrahlschweißen zu fügen. [IHK 05, MER 03]

#### 2.1.1 Produkt

Dieses neue Produkt wurde in den Folgejahren weiterentwickelt. Die neue Technologie ermöglichte das Fügen verschiedener Werkstoffgüten oder Blechdicken. Daraus lassen sich die Vorteile eines Tailor Welded Blanks ableiten.

#### Gewichtsreduktion

Durch das Verschweißen unterschiedlicher Blechdicken kann eine Gewichtsreduktion erzielt werden. So kann zum Beispiel die Materialstärke eines Türinnenblechs reduziert werden und gleichzeitig die notwendige Steifigkeit im Bereich der Scharniere erhalten bleiben, indem an dieser Stelle ein dickeres Blech verwendet wird. Weiterhin kann das Gewicht durch den Wegfall von Überlappverbindungen reduziert werden. Mehrkosten, die durch den Schweißprozess entstehen, werden aufgrund des Leichtbaus vom Kunden akzeptiert, nicht zuletzt da dadurch ein Beitrag zur CO<sub>2</sub>-Reduzierung geleistet werden kann.

## Optimierung des Crashverhaltens

Bei crashrelevanten Baugruppen ermöglicht ein Tailor Welded Blank eine gezielte Aufnahme der bei einem Seiten- oder Frontalaufprall freigesetzten Energie bei gleichzeitigem Schutz der Fahrgastzelle. Bei einem Längsträger kann zum Beispiel ein dünneres Blech zur Aufnahme der Energie am Ausgangspunkt der Verformung dienen, während ein dickeres Blech im hinteren Bereich des Bauteils ein Eindringen in die Fahrgastzelle verhindert.

## Optimierung des Materialausnutzungsgrads

Einerseits kann der Materialeinsatz durch den Wegfall von Überlappverbindungen reduziert werden. Zum anderen bietet eine intelligente Schachtelung (Nesting) der einzelnen Vorplattinen die Möglichkeit, Verschnitt zu optimieren und somit Schrott einzusparen (vgl. Abbildung 1).

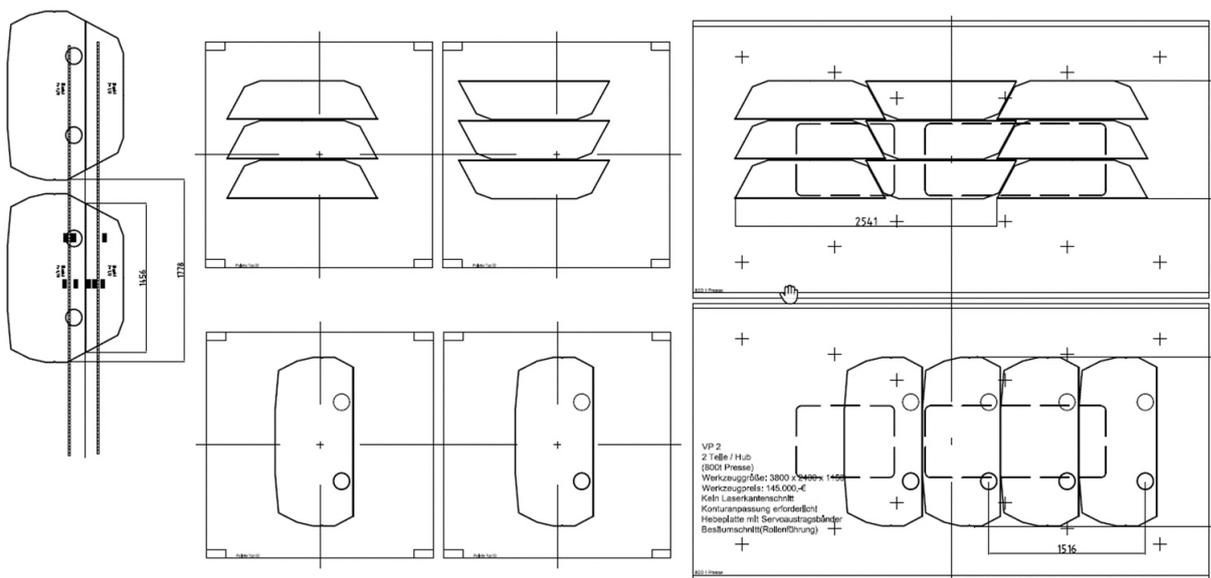


Abbildung 1: Beispiel für eine intelligente Schachtelung zur Optimierung der Materialausnutzung

## Reduktion von Investitionskosten

Durch den Einsatz von Tailor Welded Blanks werden die Teileanzahl im Fahrzeug und somit die Herstellungskosten reduziert. Denn es entfallen ansonsten nötige Investitionen in Umformwerkzeuge und Montagelinien. So werden für nachträglich aufgebrachte Verstärkungen separate Presswerkzeuge benötigt und es entsteht ein größerer Aufwand im darauffolgenden Zusammenbau. Außerdem können dadurch Investitions- und Personalkosten in Presswerken und beim Zusammenbau reduziert werden.

Aufgrund dieser Vorteile finden Tailor Welded Blanks heutzutage in großer Vielfalt Anwendung in der modernen Automobilkarosserie. Neben den bereits erwähnten Bodenblechen, Längsträgern und Türinnenblechen können hier Querträger, A-Säulen, B-Säulen, Dachrahmen, Radhäuser, Seitenteile und jegliche Art von Verstärkungen genannt werden.

Die Prinzipien des klassischen Tailor Welded Blanks wurden in einer Vielzahl neuer Produkte zu einer großen Palette von Tailored Products umgesetzt. An dieser Stelle sollen chronologisch in ihrer Entwicklung die Produkte,

- 2D-Blanks
- Patchwork Blanks
- Tailor Welded Coils
- Tailored Stainless
- Tailored Orbitals®
- Hotform Blanks
- Tailored Aluminum Blanks (TAB®)

erläutert werden, die teilweise auch untereinander kombinierbar sind.

### **2D-Blanks**

2D-Blanks sind die konsequente Weiterentwicklung zu nichtlinearen Schweißnähten. Bei diesem Produkt kann die Schweißnaht einen nichtlinearen Verlauf nehmen, also Radien oder sogar Ecken beinhalten (vgl. Abbildung 2). Dadurch bietet sich weiteres Einsparpotenzial hinsichtlich Bauteilgewicht und Materialeinsatz. So kann am bereits genannten Beispiel eines Türinnenblechs die Verstärkung im Bereich der Scharniere weiter verkleinert werden.

### **Patchwork Blanks**

Im Gegensatz zum Aufbringen von lokalen Verstärkungen nach dem Tiefziehprozess werden diese bei Patchwork Blanks bereits vor dem Umformprozess mittels Punktschweißen oder Remotelaserschweißen aufgebracht (vgl. Abbildung 2). Somit wird nur ein Umformwerkzeug benötigt, da Patch und Grundplatte gemeinsam umgeformt werden.

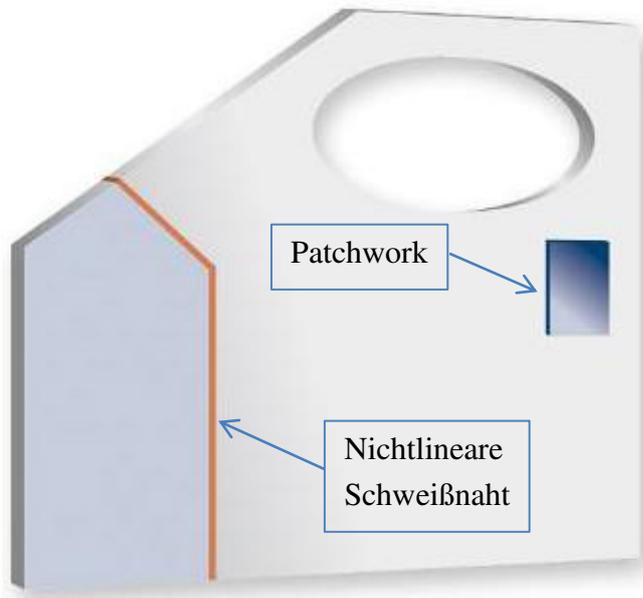


Abbildung 2: 2D-Blank mit Patchwork Blank

### Tailor Welded Coils

Der beim Tailor Welded Blank notwendige Schneidprozess der Einzelplatinen entfällt beim Tailor Welded Coil. Hier werden Spaltbänder endlos auf einer Länge von mehreren hundert Metern längs miteinander verschweißt und anschließend wieder zu einem Coil aufgewickelt. Diese Coils finden Einsatz in Folgeverbundwerkzeugen. Vorteile bietet dieses Produkt vor allem dann, wenn rechteckige Platinenkonturen für den Umformprozess benötigt werden. Ein Schachteln der einzelnen Platinen im Coil ist hier aufgrund der zur Außenkante parallelen Naht äußerst schwierig. Bei vom Rechteck abweichenden Geometrien kann dadurch wie beim in Abschnitt 2.5 vorgestellten Tailor Rolled Blank® eine ungünstige Materialausnutzung die Folge sein.

### Tailored Stainless

Beim Einsatz von Edelstählen zum Beispiel in Abgassystemen bieten Tailored Products großes Einsparpotenzial. Bei Abgasschalen kann die Materialstärke in Bereichen geringerer Umformung reduziert und damit Materialeinsatz und –kosten verringert werden. Weiterhin bietet das Fügeverfahren die Möglichkeit, verschiedene Güten von Edelstählen miteinander zu kombinieren. So können zum Beispiel ferritische Werkstoffe die teureren austenitischen Werkstoffe an den Stellen ersetzen, an denen letztere aufgrund der Umform- oder Korrosionsbedingungen nicht notwendig sind. Der Preisunterschied ergibt sich durch die monatlich festgelegten Legierungszuschläge, die abhängig von der Preisentwicklung der zugesetzten Legierungselemente sind, und kann mehrere hundert Euro pro Tonne Stahl betragen. So können die durch den Schweißprozess entstehenden Mehrkosten ganz oder zu einem großen Teil durch die Materialeinsparung kompensiert werden.

### **Tailored Orbitals®**

Tailored Orbitals® übertragen das Tailored Prinzip auf Rohre. Einzelne Rohrsegmente unterschiedlicher Güte, Länge, Dicke oder Durchmessers werden stirnseitig gefügt. Einsatz finden sie in Abgassystemen, Sitzstrukturen, als Verstärkung in der Karosserie oder als Dämpferrohr im Fahrwerk. In Abgassystemen bieten sie die Möglichkeit, besonders hitzebeständige Werkstoffe, die im Bereich des Hot-Ends notwendig werden, durch günstigere Werkstoffe in Bereichen zu ersetzen, an denen die Abgastemperatur bereits reduziert wurde.

### **Hotform Blanks**

Hotform Blanks sind Tailor Welded Blanks aus Warmformgüten. Auf sie wird im Abschnitt 2.3 näher eingegangen.

### **Tailored Aluminum Blanks (TAB®)**

Die neueste Entwicklung bei den Tailored Products sind die Tailored Aluminum Blanks (TAB®). Der relativ hochpreisige Werkstoff Aluminium findet steigende Anwendung im Karosseriebau vor allem bei Türen und Klappen. Durch Dickenkombination kann hier Gewicht, vor allem aber der Materialeinsatz reduziert werden. Auch hier wird die Kombination verschiedener Aluminium-Legierungen ermöglicht.

## **2.1.2 Prozess**

Der Fertigungsprozess von Tailored Products gliedert sich herkömmlicherweise in das Schneiden der einzelnen Vorplatinen aus Coils unterschiedlicher Güte, Dicke oder Beschichtung und das Fügen dieser Vorplatinen.

### **2.1.2.1 Schneiden**

Während in der Prototypenfertigung die Platinen vorwiegend mittels Laserstrahlschneiden erzeugt werden, erfolgt die Herstellung im Serienprozess aufgrund höherer Wirtschaftlichkeit in der Regel durch Stanzwerkzeuge. Bei diesem Prozess ist die Schachtelung der Platinengeometrie im Stahlband entscheidend, um eine möglichst hohe Materialausnutzung zu erzielen. Die Anforderungen an den Schneidprozess sind sehr hoch, da die Qualität der zu verschweißenden Blechkanten ausschlaggebend ist für die Wirtschaftlichkeit des nachfolgenden Schweißprozesses. Der Spalt zwischen den zu fügenden Platinen darf in der Regel 0,1 mm nicht überschreiten. Dementsprechend wichtig sind die Konstruktion des Schneidwerkzeugs und die Einhaltung der Schnittspalte. [MER 03]

Auch ein Kanteneinzug bzw. ein Rückbruch an der Schnittfläche besonders bei höherfesten Materialien führen zu einer Reduzierung des im Schweißprozess aufgeschmolzenen Materials.

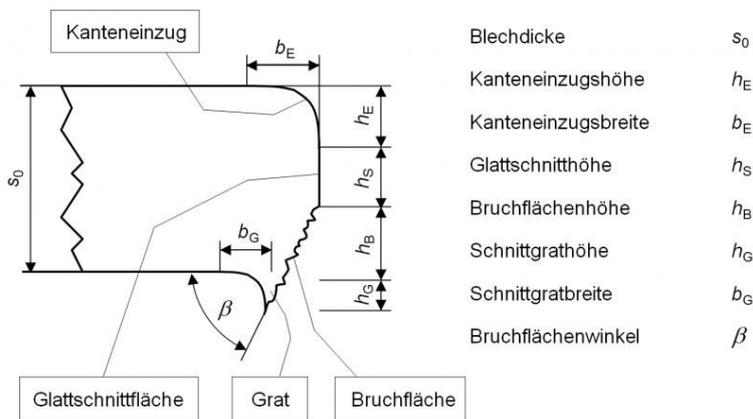


Abbildung 3: Schnittflächenkenngrößen an schergeschnittenen Bauteilen [GLÄ 13]

Bei Tailor Welded Coils ist lediglich eine spanende Kantenbearbeitung notwendig, um die beim Spaltprozess abgerundeten Kanten für den Laserschweißprozess vorzubereiten.

### 2.1.2.2 Laserstrahlschweißen

Bei der Herstellung von Tailored Products wird überwiegend auf das Laserstrahlschweißen zurückgegriffen. Dieses bietet die Vorteile einer sehr hohen Prozessgeschwindigkeit und eines geringen Verzugs. In der Regel erfolgt das Schweißen ohne Zusatzwerkstoff, was die vorher beschriebene hohe Qualität der zu fügenden Kanten bedingt. Die Vorplatinen werden im Stumpfstoß gefügt. So kann eine schlechte Kantenvorbereitung oder eine schlechte Positionierung der Platinen zueinander bzw. des Laserstrahls zum Stoß schnell zu Nahtimperfectionen wie Decklageneinfall, Wurzelrückfall oder Bindefehlern führen. [DIL 06]

In der Laserbearbeitung wurden aufgrund der Verfügbarkeit hoher Laserleistungen vorwiegend CO<sub>2</sub>-Laser (Wellenlänge  $\lambda = 10,6 \mu\text{m}$ ) eingesetzt. In den letzten Jahren ist ein Trend zu Festkörperlaser (Wellenlänge  $\lambda = \sim 1 \mu\text{m}$ ) festzustellen, da die Leistung und Strahlqualität der des CO<sub>2</sub>-Lasers entspricht, aber kein kostspieliges Helium als Prozessgas eingesetzt werden muss, um das beim CO<sub>2</sub>-Laser entstehende Plasma zu kontrollieren. Dieses Plasma kann so viel Laserleistung der Wellenlänge  $10,6 \mu\text{m}$  absorbieren, dass nur noch ein verschwindender Teil das Werkstück erreicht. Weiterhin haben die Festkörperlaser den Vorteil einer besseren Strahleinkopplung bei Stahl und Aluminium. Bei Stahl werden bei einer Wellenlänge von  $10,6 \mu\text{m}$  lediglich 10 % der Energie absorbiert, bei Aluminium sogar weniger (vgl. Abbildung 4).

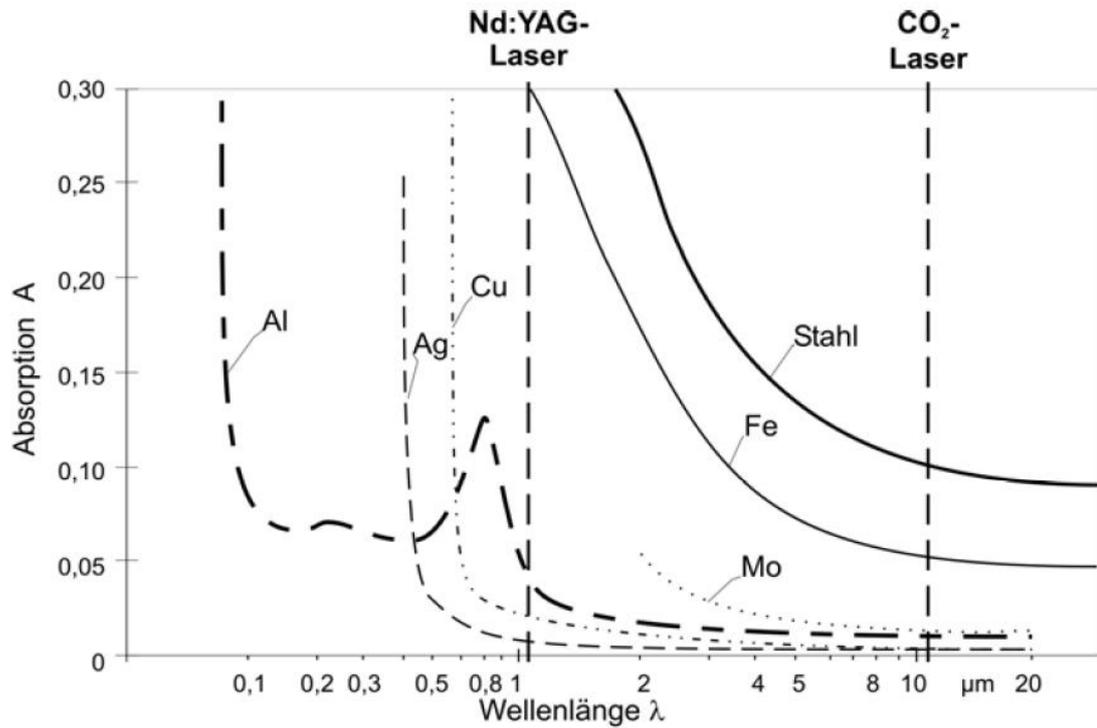


Abbildung 4: Wellenlängenabhängige Absorption verschiedener Werkstoffe [DIL 06]

Beim Schweißen von Tailor Welded Blanks wird vornehmlich der Tiefschweißprozess eingesetzt. Bei Überschreiten der Verdampfungstemperatur bildet sich im Werkstück eine Dampfkapillare, so dass der entstehende Metalldampf nach oben entweichen kann (vgl. Abbildung 5). Sehr hohe Leistungsdichten größer  $10 \text{ kW/mm}^2$  sind für das Tiefschweißen notwendig [TRU 07].

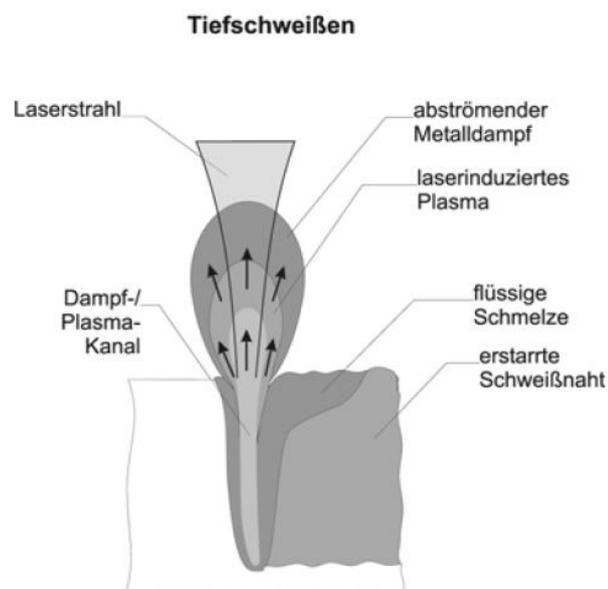


Abbildung 5: Prinzip des Tiefschweißens [DIL 06]

Durch diesen Tiefschweißprozess kann eine fast vollständige Energieeinkopplung in das Werkstück erzielt werden, allerdings kann beim Schweißen mit CO<sub>2</sub>-Laser auch das induzierte Plasma eine Abschirmung der Laserstrahlung bewirken, so dass nur noch ein kleiner Teil der Leistung das Werkstück erreicht. Wie bereits erwähnt werden Prozessgase wie zum Beispiel Helium eingesetzt, um die Größe des Plasmas zu kontrollieren. Aufgrund der wellenlängenabhängigen Strahlabsorption auch im Plasma kann beim Schweißen mit Festkörperlasern auf ein Prozessgas verzichtet werden. [DIL 06]

Bei den für Tailored Products überwiegend eingesetzten umwandelnden Karbonstählen führen die prozessbedingte geringe Wärmeerbringung und vor allem die sehr hohe Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze zu deutlich erhöhten Härtewerten in der Schweißnaht und zu einem sehr feinen Gefüge. Diese Aufhärtung der Schweißnaht kann bei mehrachsigen Spannungszuständen kritisch sein, kann aber gerade bei Tailored Products auch von Vorteil sein. So versagt zum Beispiel eine Zugprobe eher im Grundwerkstoff als in der Schweißnaht, auch wenn der tragende Querschnitt durch Schweißnahtfehler unter dem der gefügten Bleche liegt. [DIL 06]

## **2.2 Warmumformung in der Automobilindustrie**

Im Jahr 1984 wurde im Saab 9000 mit einem Seitenaufprallträger ein erstes Serienbauteil eingesetzt, das mittels der Warmumformtechnologie gefertigt wurde. Diese Technologie, für die auch die Begriffe Presshärten oder Formhärten verwendet werden, wurde zuerst zur Fertigung verschleißfester Bauteile im Agrarbereich und von Spaten eingesetzt. Aufgrund der sehr hohen Festigkeiten von über 1500 MPa bietet der Einsatz dieser Technologie die Möglichkeit, höchste Crashanforderungen zu erfüllen und gleichzeitig Materialstärke und damit Gewicht zu reduzieren. Nicht zuletzt durch die steigenden Anforderungen an die Crashesicherheit stieg der Anteil dieser hochfesten Materialien in der Karosserie in den letzten Jahren stetig an. Einsatz findet die Warmumformung daher bei Bauteilen, die im Crashfall Intrusionen in die Fahrgastzelle vermeiden sollen. Dazu zählen zum Beispiel A- und B-Säulen, Seitenaufprallträger, Schweller, Längsträger und Tunnel. [THY 12]

### **2.2.1 Werkstoffe**

Mittlerweile werden mehrere Werkstoffe in der Warmumformung eingesetzt. Zunächst wurden von ThyssenKrupp Steel Europe und ArcelorMittal Vergütungsstähle mit einer Festigkeit von etwa 1500 MPa nach dem Härten entwickelt. Anschließend wurden mikrolegierte Werkstoffe qualifiziert, die beim Einsatz von Tailor Welded Blanks den Fügepartner zu dem erstgenannten hochfesten Werkstoff bilden. Diese beiden Werkstoffe werden im Folgenden detaillierter vorgestellt.

In den letzten Jahren wurden weitere für die Warmumformung geeignete Werkstoffe entwickelt. Einerseits sind das Materialgüten anderer Stahlhersteller, andererseits Güten, die nach der Warmumformung andere Festigkeitsniveaus aufweisen, wie beispielsweise der MBW<sup>®</sup>1900 von ThyssenKrupp Steel Europe, der Festigkeiten von ca. 1900 MPa erreicht [LEN 09, MUR 12 und THY 16]. Neueste Entwicklungen sind Sandwich-Strukturen, die wie zum Beispiel der TriBond<sup>®</sup> von ThyssenKrupp die Güten MBW<sup>®</sup>1500 und MBW<sup>®</sup>500 kombinieren, um Zugfestigkeiten von 1200 oder 1400 MPa anzubieten [BEC 14, THY 15 und SIK 15].

### 2.2.1.1 22MnB5 (1.5528)

Mangan-Bor-Stähle wurden nicht erst für die Automobilindustrie entwickelt. Sie werden aufgrund ihres hohen Verschleißwiderstandes und der guten Härbarkeit auch für Spaten und hochbeanspruchte landwirtschaftliche Maschinen und Werkzeuge, Baumaschinen und Schneidwerkzeuge eingesetzt [SSA 11].

Seit nun über 30 Jahren wird der Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 auch in der Automobilindustrie verwendet. Die wichtigsten Elemente dieser Legierung sind Kohlenstoff, Mangan und Bor. Der moderate Kohlenstoffgehalt zeichnet sich verantwortlich für einen guten Kompromiss zwischen hoher Festigkeit und ausreichender Restumformbarkeit. Mangan bestimmt zum einen die Grundhärte des Martensits, bewirkt aber auch eine Herabsetzung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit, indem es die Keimbildung zu höheren Temperaturen verschiebt. Auch Bor erleichtert das Härten bei relativ niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten. Gelöste Bor-Atome segregieren an den Austenitkorngrenzen, deren Platzangebot sie anzieht. Dadurch wird die Keimbildung des Ferrits beim Abkühlen verzögert. Tabelle 1 zeigt die chemische Zusammensetzung des 22MnB5. [BER 08, BLE 12, THY 12]

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung 22MnB5 in Ma.-% [SPI 07]

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	B	Ti
Min	0,19	0,00	1,10	0,000	0,000	0,15	0,020	0,0008	0,02
Max	0,25	0,40	1,40	0,025	0,015	0,35	0,060	0,0050	0,05

Die unterschiedlichen Stahlhersteller bieten den 22MnB5 unter eigenen Markenbezeichnungen an. Eine Auswahl, auch über die nur marginal abweichende chemische Zusammensetzung gibt Tabelle 2 [THY 16, ARC 14, WIL 06, VOE 15a, SAL 10, TAT 13].

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung 22MnB5 verschiedener Stahlhersteller in Ma.-%

Max.-Werte	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	B	Ti
ThyssenKrupp MBW <sup>®</sup> 1500	0,25	0,4	1,4	0,025	0,01	0,5 (+Mo)	0,015 (min)	0,005	0,05
ArcelorMittal USIBOR <sup>®</sup> 1500	0,25	0,35	1,4			0,3		0,005	0,05
Voestalpine phs-ultraform <sup>®</sup> 1500	0,2- 0,25	0,5	2,0	0,02	0,005	0,5	0,02- 0,1	0,002- 0,005	0,05
Salzgitter 22MnB5	0,19- 0,25	0,4	1,1- 1,4	0,025	0,015	0,3	0,08	0,0008 -0,005	
Tata Steel HQ1500 HR	0,2- 0,23	0,2- 0,3	1,1- 1,3	0,02	0,01	0,1- 0,3	0,02- 0,06	0,002- 0,0035	0,02- 0,04

Da für die Untersuchungen dieser Arbeit ausschließlich Material von ThyssenKrupp verwendet wurde, gibt Tabelle 3 die mechanisch-technologischen Eigenschaften nur dieses Werkstoffes an. Die technologischen Kennwerte werden nicht durch die Walzrichtung beeinflusst. Im Lieferzustand liegt ein ferritisch-perlitisches Gefüge vor. Seine Austenitisierungsstarttemperatur  $Ac_1$  liegt bei 720 °C, die Austenitisierungsendtemperatur  $Ac_3$  liegt bei 845 °C und die Martensitstarttemperatur  $M_s$  bei 400 °C. [LEN 06, THY 14]

Tabelle 3: Mechanische Eigenschaften MBW<sup>®</sup>1500 [THY 14]

	Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	$A_{80, min}$ [%]
Lieferzustand unbeschichtet und rekristallisierend gegläht	300-400	480-560	20
Lieferzustand feueraluminiert	360-500	550-700	12
Nach Wärmebehandlung und schneller Abkühlung	1000	1500	5

Abbildung 6 zeigt die Einordnung des MBW<sup>®</sup>1500 in das Lieferspektrum von ThyssenKrupp Steel Europe. Aufgezeigt werden seine Eigenschaften in verschiedenen Zuständen, dem Lieferzustand, während der Umformung und im pressgehärteten Zustand. An dieser Grafik ist ein weiterer Vorteil der Warmumformung zu erkennen. Aufgrund der niedrigen Festigkeit unter 300 MPa im erwärmten Zustand sind im Vergleich zur klassischen Kaltumformung geringe Umformkräfte erforderlich [THY 12].

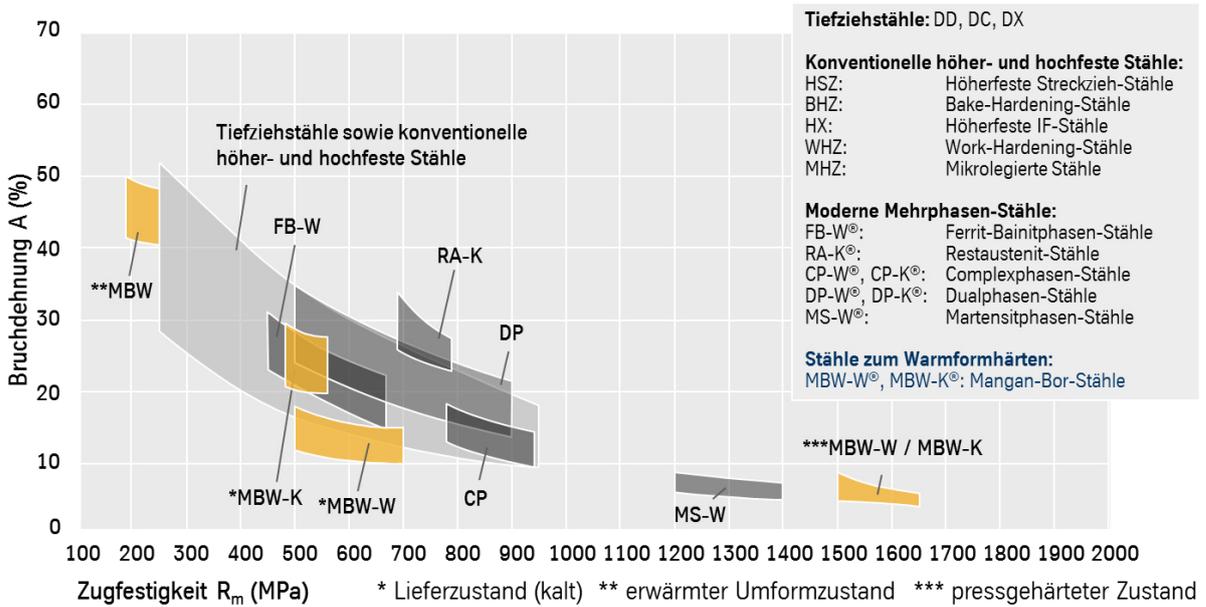


Abbildung 6: MBW<sup>®</sup>1500 im Lieferspektrum von ThyssenKrupp Steel Europe modifiziert  
 übernommen aus [THY 16]

Nach der vollständigen Austenitisierung des Werkstoffs ist laut Hersteller eine Abkühlgeschwindigkeit von mindestens ca. 30 K/s notwendig, um sicher martensitisches Gefüge zu erlangen [THY 12, ARC 14]. Andere Quellen nennen 25 K/s [NAD 07] bzw. 27 K/s [LEC 06] als Mindestabkühlgeschwindigkeit. Laut ARC 14 sind Abkühlraten zwischen 50 und 100 K/s besonders geeignet. HOF 12 nennt 30 bis 40 K/s. (vgl. auch Abbildung 7)

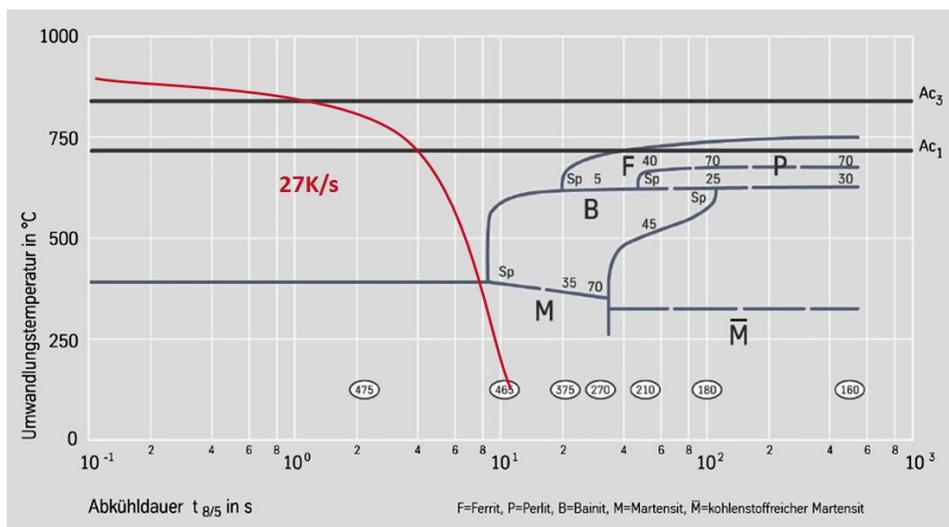


Abbildung 7: ZTU-Diagramm MBW<sup>®</sup>1500 mit kritischer Abkühlgeschwindigkeit modifiziert  
 übernommen aus [THY 16]

### 2.2.1.2 HX340LA (1.0933)

In der Warmumformung kommt seit 2007 bei der Verwendung von Tailor Welded Blanks (vgl. Abschnitt 2.3) auch ein weiterer, mikrolegierter Werkstoff zum Einsatz. Qualifiziert wurde unter anderem aufgrund seines zum 22MnB5 ähnlichen Verarbeitungsfensters der Werkstoff HX340. Dank seines reduzierten Kohlenstoffanteils führen auch sehr hohe Abkühlraten nicht zur Ausbildung martensitischen Gefüges. [LEN 07, FOS 10, THY 12, FEU 12]

Tabelle 4 zeigt die chemische Zusammensetzung des HX340.

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung HX340LA in Ma.-% nach DIN EN 10346 [DIN 15]

	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al (min)	Nb
Max	0,11	0,5	1,0	0,03	0,025	0,15	0,015	0,09

Auch den HX340 bieten die unterschiedlichen Stahlhersteller unter eigenen Markenbezeichnungen an. Eine Auswahl, auch über die nur marginal abweichende chemische Zusammensetzung, gibt Tabelle 5 [ARC 18, SAL 10, THY 16, THY 14, VOE 15b]

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung HX340LA verschiedener Stahlhersteller in Ma.-%

Max.-Werte	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al (min)	Nb	B
ThyssenKrupp MBW <sup>®</sup> 500	0,1	0,35	1,0	0,03	0,025	0,15	0,015	0,1	0,005
ArcelorMittal DUCTIBOR <sup>®</sup> 500	0,1	0,5	1,3						0,001
Voestalpine phs-ultraform <sup>®</sup> 490	0,11	0,5	1,4	0,03	0,025		0,015	0,1	
Salzgitter HX340LAD	0,11	0,5	1,0	0,025	0,025	0,15	0,015	0,09	

Als Fügepartner des MBW<sup>®</sup>1500 wurde für die Untersuchungen dieser Arbeit ausschließlich Material von ThyssenKrupp verwendet. **Fehler! Verweisquelle konnte nicht gefunden werden.** Tabelle 6 zeigt die mechanisch-technologischen Eigenschaften des MBW<sup>®</sup>500. Im Lieferzustand liegt ein ferritisch-perlitisches Gefüge vor. Je nach Abkühlrate nach der typischen Wärmebehandlung stellt sich ein Gefüge aus Ferrit, Perlit und Bainit ein. Nach dem Presshärten ist kein Einfluss der Walzrichtung vorhanden. Die Festigkeit ist gegenüber dem Ausgangszustand nur minimal erhöht, während die Duktilitätseinbußen sehr gering sind. [LEN 07, STO 07]

Tabelle 6: Mechanische Eigenschaften MBW<sup>®</sup>500 [THY 14]

	Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	$A_{80, min}$ [%]
Lieferzustand unbeschichtet / feusaluminiert	300-470	380-520	21
Nach Wärmebehandlung und schneller Abkühlung	400	550	17

Der HX340 besitzt ein ähnlich gutes Formgebungsvermögen bei Temperaturen zwischen 600 °C und 850 °C wie der 22MnB5. Die Umwandlung von Austenit in Ferrit nach dem Ofenprozess beginnt bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s bei etwa 810 °C, bei einer Abkühlrate von 100 K/s bei ca. 770 °C und ist zwischen 550 und 600 °C abgeschlossen. Der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die zu erwartende Härte ist gering. [FOS 10]

### 2.2.2 Beschichtungen

Neben unbeschichteten Blechen kommen auch beschichtete Bleche in der Warmumformung zur Anwendung. Überwiegend findet eine feusaluminierte Aluminium-Silizium-Beschichtung (AlSi) Einsatz. Für den indirekten Warmformprozess (vgl. 2.2.3) werden in der Regel feuerverzinkte Bleche eingesetzt.

Beim Einsatz unbeschichteter Bleche muss zum Schutz vor Verzunderung Schutzgas im Ofenprozess eingesetzt werden. Selbst dann bildet sich eine dünne Zunderschicht aus. Der Zunder erhöht den Verschleiß und das Reinigungsintervall der Warmformwerkzeuge. Weiterhin muss die Oberfläche vor dem Lackierprozess z.B. mittels Strahlen gereinigt werden. [THY 12]

Die AlSi-Beschichtung beugt der Zunderbildung vor. Die Herstellung und Verarbeitung von AlSi-beschichteten Stahlblechen wurde durch ArcelorMittal geschützt [LAU 99b, LAU 99a]. Die etwa 19-33  $\mu\text{m}$  dicke Beschichtung ist aufgebaut aus der AlSi-Deckschicht, die 8-11 Gewichtsprozent Silizium (Rest Aluminium) aufweist, und einer etwa 3-4  $\mu\text{m}$  [THY 12] bzw. 5-10  $\mu\text{m}$  [VIE 10] dicken FeAl(Si)-Legierungsschicht, die 31 Gewichtsprozent Eisen enthält (vgl. Abbildung 8). Während die AlSi-Deckschicht eine Schmelztemperatur von 650-700  $^{\circ}\text{C}$  aufweist, liegt diese bei der Legierungsschicht bei etwa 1000-1100  $^{\circ}\text{C}$ . Angeboten wird die Beschichtung in verschiedenen Dicken. Am geläufigsten sind AS80 und AS150 (80 bzw. 150  $\text{g}/\text{m}^2$  Auflage). [KÖY 10, VIE 10, VEI 11, THY 12, THY 14]

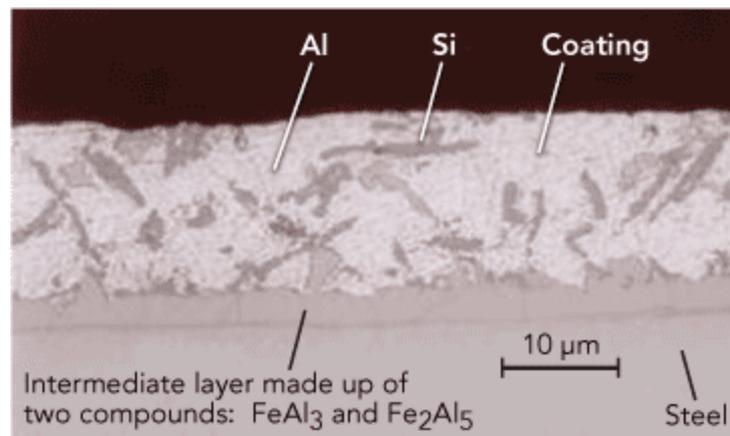


Abbildung 8: AlSi-Beschichtung vor der Wärmebehandlung [VIE 10]

Im Warmformprozess findet ein Diffusionsprozess des Eisens aus dem Grundwerkstoff in den Überzug statt, wodurch die Schichtdicke um ca. 20 % zunimmt. An der Oberfläche bildet sich eine dünne Aluminiumoxidschicht, die einen passiven Korrosionsschutz darstellt. [THY 12]

Dagegen bietet die feuerverzinkte Variante einen kathodischen Korrosionsschutz. Selbst bei Beschädigung der Oberfläche kann ein Korrosionsschutz aufgrund der Opferwirkung des chemisch unedleren Zinks gewährleistet werden. Auch bei diesem Material findet während des Ofenprozesses eine Diffusion statt. Dadurch bildet sich eine Grenzsicht aus Eisen und Aluminium aus. Die Zinkbeschichtung hat eine Schmelztemperatur von ca. 416  $^{\circ}\text{C}$ . [LAU 07, KÖY 10, THY 12]

Da die von ThyssenKrupp Steel angebotene Beschichtung GammaProtect<sup>®</sup> [KÖY 10] nicht länger erhältlich ist, kommt aktuell als verzinkte Alternative hauptsächlich das Produkt phs-ultraform<sup>®</sup> der voestalpine zur Anwendung. Im Anlieferungszustand hat die 9-13  $\mu\text{m}$  dicke Schicht eine Zusammensetzung von  $\leq 1$  Ma.-% Eisen und  $\leq 1$  Ma.-% Aluminium (Rest Zink). Aufgrund der Diffusion wächst die Schichtdicke auf 15-30  $\mu\text{m}$  im gehärteten Zustand an. Die Zusammensetzung der Schicht beträgt dann 40-65 Ma.-% Eisen und  $\leq 0,7$  Ma.-% Aluminium (Rest Zink). [VOE 15a]

### 2.2.3 Warmumformprozess

Die Warmumformung borlegierter Werkstoffe ist ein temperierter Verarbeitungsprozess, bei dem die Werkstücke zunächst auf über 900 °C erhitzt werden und das gesamte Platinenvolumen austenitisiert wird. Dabei wird der Kohlenstoff im Gefüge aufgelöst. Die Ofenverweilzeit beträgt je nach Blechdicke und Beschichtungssystem 4 bis 10 Minuten, um ein homogenes austenitisches Gefüge zu erzielen und die AlSi-Beschichtung vollständig durchzulegen. Zum Einsatz kommen hierbei überwiegend Durchlauföfen, aktuell jedoch aufgrund deren Platzbedarfs von bis zu 50 Metern vermehrt auch Kammeröfen. Die kontrollierte Abschreckung des Materials auf ca. 150-200 °C geschieht dann in einem gekühlten Umform- bzw. Härtungswerkzeug, während der Kohlenstoff nicht wieder an seinen Ursprungsort zurückdiffundieren kann. Dies hat eine Martensitbildung und damit die hohe Festigkeit des Mangan-Bor-Stahls von etwa 1500 MPa zur Folge. [TSC 10, THY 12, HOF 12]

Der Prozess der Warmumformung kann in zwei Verfahren, die direkte und die indirekte Warmumformung, unterteilt werden (vgl. Abbildung 9). Bei der indirekten Warmumformung wird die Formplatte zunächst konventionell in einem Kaltumformprozess tiefgezogen. Dabei kann das Bauteil gleichzeitig auf Endmaß beschnitten werden. Im Anschluss daran wird das vorgeformte Bauteil über Austenitisierungstemperatur erhitzt und abschließend in einem zweiten, gekühlten Umformwerkzeug abgeschreckt. Vorteile dieser Variante sind komplexere Bauteilgeometrien sowie die mögliche Integration von Schnittoperationen. Nachteilig sind die erhöhten Investitionskosten in mindestens ein zweites Umformwerkzeug sowie die Einschränkung auf unbeschichtetes oder verzinktes Material. Die gängige AlSi-Beschichtung kann in diesem Prozess nicht eingesetzt werden, da die AlSi-Schicht im Kaltformprozess durch oberflächliche Risse beschädigt wird. [TSC 10, THY 12, HOF 12, FEU 12]

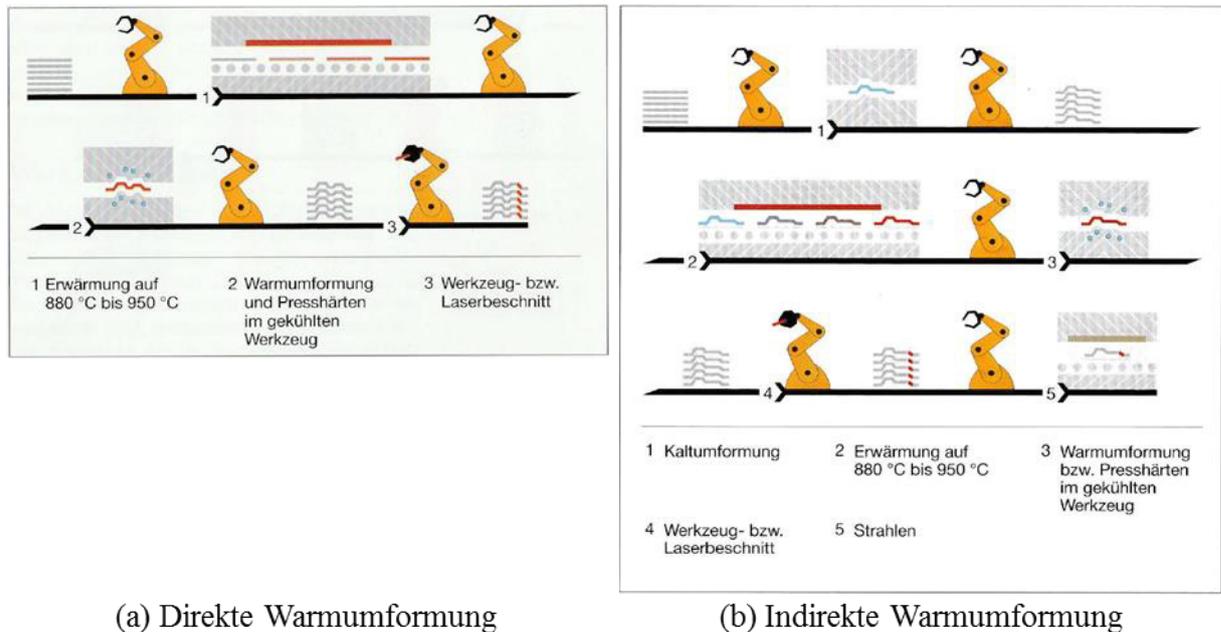


Abbildung 9: Vergleich direkte (a) und indirekte (b) Warmumformung [THY 12]

Verbreiteter ist der Prozess der direkten Warmumformung. Bei diesem Verfahren wird bereits die Formplatte im Ofen austenitisiert. Im gekühlten Umformwerkzeug findet dann das Umformen und Abschrecken gleichzeitig statt. Aufgrund der dann vorliegenden hohen Festigkeit des Materials wird in der Regel das Laserstrahlschneiden zum Fertigbeschnitt genutzt. Dennoch sind im direkten Prozess hergestellte Bauteile aufgrund der geringeren Kosten für Umformwerkzeuge tendenziell günstiger als indirekt pressgehärtete Bauteile. [FEU 12]

Beiden Varianten gemein ist die Notwendigkeit eines schnellstmöglichen Transfers aus dem Ofen in das Umformwerkzeug und ein möglichst schnelles Schließen und Umformen. Zum einen liegt das darin begründet, dass die Platinen nach Ofenaustritt stetig an Temperatur verlieren. Besonders kritisch ist dies bei dünnen Platinen, weil diese weniger Wärme gespeichert haben und dadurch schneller abkühlen (vgl. Abbildung 10). Eine stark reduzierte Temperatur verschlechtert das Umformverhalten und die Härbarkeit des Werkstoffs, da evtl. vor dem Abschrecken bereits eine Umwandlung in ferritisches Gefüge stattfindet. [THY 12]

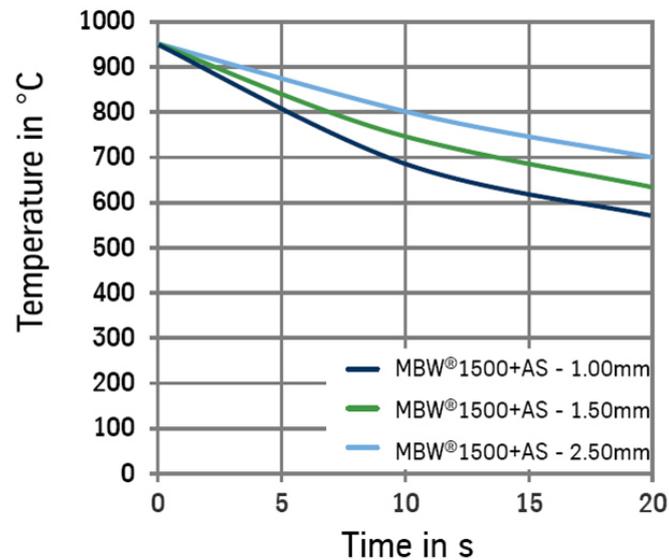


Abbildung 10: Abkühlung von 950 °C von Platinen verschiedener Dicke an Luft [THY 13]

Nach LEN 06 sollte die Platinentemperatur, ab der die Presshärtung erfolgt, daher nicht unterhalb von 680 °C liegen. KNE 07 und GEO 13 nennen 700 °C, damit die Martensitstarttemperatur erst nach der Umformung im Werkzeug erreicht wird. Ist der mikrolegierte Stahl Teil der Verbindung, muss auch aus diesem Grund eine hohe Umformtemperatur das Ziel sein, da dieser bereits bei ca. 800°C in Ferrit/Perlit umwandelt, und dann eine schlechtere Umformbarkeit bietet. Bei einer Blechstärke von 1,0 mm bedeutet das, dass eine Transferzeit von maximal 10 Sekunden eingehalten werden muss. THY 12 nennt eine übliche Transferzeit von modernen Warmumformanlagen von 6-12 Sekunden. Auch WIL 06 empfiehlt einen möglichst schnellen Transfer, empfohlen werden zwischen 5 und 7 Sekunden.

Als weiterer Grund für einen möglichst schnellen Transfer werden die Oxidbildung und die Oberflächenentkohlung durch den Kontakt mit Luftsauerstoff während der Bewegung an Luft genannt. Letzteres kann oberflächennah zum Verhindern der Martensitbildung führen. [THY 12, WEI 13]

Die Lage der Umwandlungsbereiche der Phasen Ferrit, Perlit und Bainit im ZTU-Diagramm des MBW®1500 hängt von einigen Faktoren im Warmformprozess ab. Wie in Abbildung 11 ersichtlich, sind dies die Ofentemperatur, der Umformgrad und der Kontaktdruck.

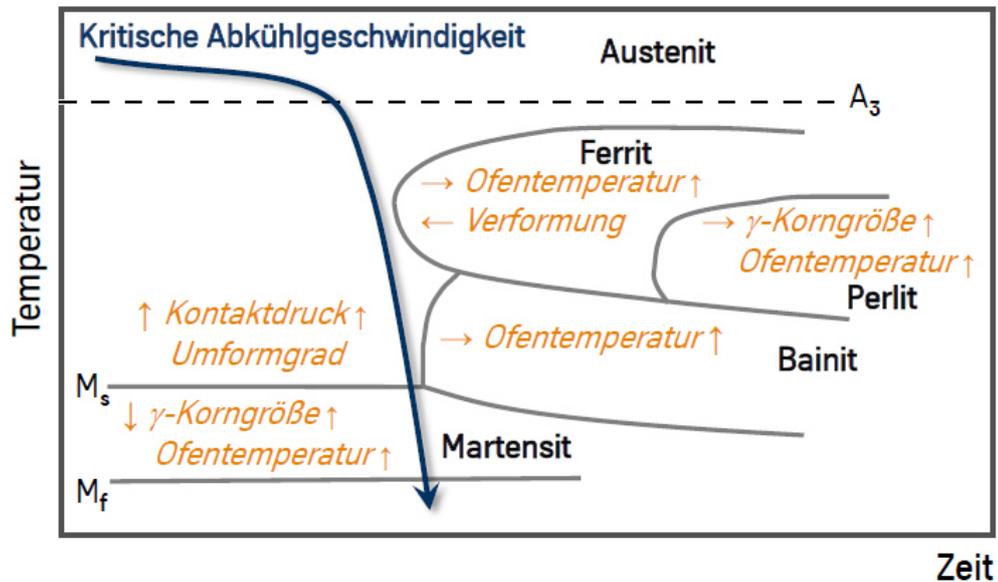


Abbildung 11: Schematisches ZTU-Schaubild mit Einflussgrößen aus Schweiß- und Warmformprozess [THY 13]

Aber auch die plastische Deformation hat laut FEU 12 signifikanten Einfluss auf das Umwandlungsverhalten. So bewirkt ein Umformgrad von 0,3 eine Reduzierung der Martensitstarttemperatur von 400 auf etwa 370 °C und eine Verschiebung der Gefügebereiche nach links, was die Mindestabkühlgeschwindigkeit von 27 auf 50 K/s anwachsen lässt. [FEU 12]

Vor- und Nachteile der Warmumformung gegenüber der konventionellen Kaltumformung gibt Tabelle 7 wieder.

Tabelle 7: Vor- und Nachteile der Warmumformung [HOF 12]

Vorteile	Nachteile
Sehr hohe Festigkeiten bei reduzierter Blechstärke => Gewichtseinsparung	Hohe Investitionskosten, insbesondere für die Erwärmungstechnik; hingegen ist die Umformpresse günstiger und es sind weniger Umformwerkzeuge notwendig
Gute Formgenauigkeit bei vernachlässigbarer Rückfederung	Hoher Energieeinsatz => hohe Energiekosten
Komplexe Bauteilgeometrien	Geringe Produktivität aufgrund hoher Taktzeiten

## **2.3 Hotform Blanks – Tailor Welded Blanks für die Warmumformung**

Tailor Welded Blanks für die Warmumformung, sogenannte Hotform Blanks, vereinen die Vorteile der Technologien Tailor Welded Blanks und Warmumformen. Sie erweitern damit die Möglichkeiten im Bereich der Warmumformung. Die für die steigenden Sicherheitsanforderungen notwendigen Bauteileigenschaften können so durch Tailor Welded Blanks eingestellt werden. [LEN 07, KOL 15]

### **2.3.1 Produkt**

Hotform Blanks kamen erstmals 2007 im Audi A4 und A5 zum Einsatz. Schon in diesem Fahrzeug wurden zwei unterschiedliche Arten von Hotform Blanks eingesetzt. Zum einen wurde bei der Tunnelverstärkung eine artgleiche Verbindung aus 22MnB5-Stahlblechen eingesetzt, bei der die beiden Fügepartner unterschiedliche Dicke aufweisen. Zum anderen wurden für B-Säulen und Längsträger Werkstoffe kombiniert, die nach der Warmumformung unterschiedliche mechanische Eigenschaften aufweisen. [STO 07]

Die erstgenannte Verbindung zielt auf eine Reduzierung des Bauteilgewichts durch lokal angepasste Blechdicken [THY 12]. Bei dieser Kombination sind die Eigenschaften der Schweißnaht von entscheidender Bedeutung. Da beide Fügepartner nach der Warmumformung sehr hohe Festigkeiten von ca. 1500 MPa aufweisen, muss auch die Schweißnaht diese Festigkeit aufweisen, um keine Schwachstelle der Verbindung darzustellen.

STO 07, DEI 08, EBE 09 und BRA 11b haben gezeigt, dass es im Bereich der Laserschweißnaht zu einem Härteabfall kommen kann. Um diese Schwachstelle zu vermeiden, muss ein besonderes Augenmerk auf die Temperatur- und Zeitparameter sowie auf einen ausreichenden Formschluss zwischen Platine und Umformwerkzeug gelegt werden (vgl. Abbildung 12). [STO 07, BRA 11b, FEU 12, KOL 15]

Diese Einflussgrößen werden in Kapitel 4 näher beleuchtet.

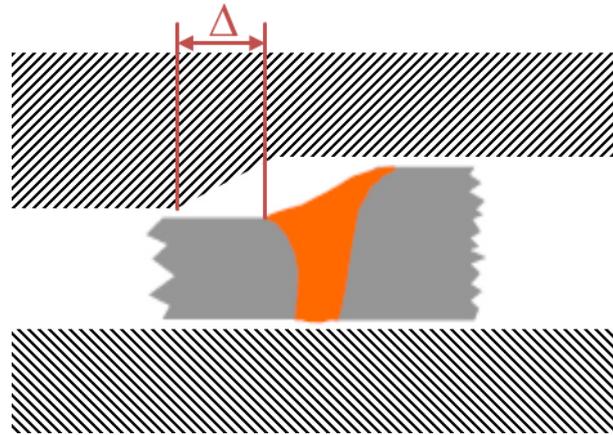


Abbildung 12: Formschluss im Werkzeug bei Tailor Welded Blanks mit Dicken sprung

Bei der zweitgenannten Mischverbindung wird der 22MnB5 mit einem mikrolegierten Stahl, wie z.B. einem HX340, kombiniert. Hintergrund ist dabei die sehr geringe Deformationsfähigkeit des 22MnB5. Der HX340 bietet die Möglichkeit, gezielt duktilere Zonen in crashrelevanten Bauteilbereichen einzustellen. Durch diese kann im Crash gezielt Energie aufgenommen werden. [FEU 12, LEN 07]

Der klassische Anwendungsfall für die Mischverbindung ist eine B-Säule. Der duktile Fuß besteht aus dem mikrolegierten Stahl und kann die Crashenergie im Fall eines Seitenaufpralls absorbieren. Gleichzeitig wird durch den Werkstoff 22MnB5 im oberen Teil der B-Säule ein Eindringen in die Fahrgastzelle verhindert (vgl. Abbildung 13). [KOL 15]

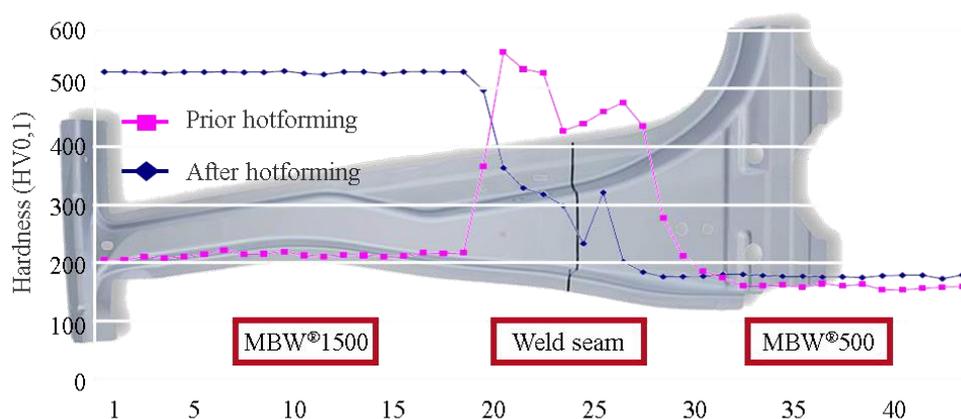


Abbildung 13: Härteverlauf einer Hotform Blank B-Säule vor und nach der Warmumformung

Das Erreichen der unterschiedlichen Eigenschaften nach dem Warmformprozess gelingt ohne zusätzlichen Aufwand. Der Werkstoff HX340 verfügt über ein ähnliches Verarbeitungsfenster wie der 22MnB5. So müssen Temperatur, Erwärmungsdauer und Abkühlgeschwindigkeit

nicht angepasst werden. Auch sind keine Veränderungen im Ofenprozess und bei den eingesetzten Werkzeugen notwendig. [THY 12]

Die unterschiedlichen Eigenschaften der beiden Stahlgüten werden beim Presshärten prozesssicher erreicht. Der Übergang vom hohen Härteniveau des 22MnB5 auf das niedrige des HX340 erfolgt auf der Breite der Schweißnaht von ca. 1-2 mm.

Ferner können Hotform Blanks entweder ohne Beschichtung oder auch mit einer Zink- oder Aluminium-Silizium-Beschichtung versehen sein.

### 2.3.2 Prozess

Die konventionelle Herstellung von Tailor Welded Blanks für die Warmumformung umfasst mehrere Prozessschritte. Zunächst werden die zu verschweißenden Platinen zugeschnitten. Die potentiellen thermischen oder mechanischen Schneidprozesse werden hier nicht näher beleuchtet. Jedoch ist zu beachten, dass bei der Verwendung Aluminium-Silizium beschichteter Bleche bei einem mechanischen Schneidprozess Ablagerungen der Beschichtung auf der Einzugsseite der Schnittkante entstehen können.

Für Bleche mit dieser Aluminium-Silizium Beschichtung wird vor dem Verschweißen konventionell ein Laser-Entschichtungsprozess vorgeschaltet, um ein Einspülen von Aluminium in die Schmelze und damit das Bilden z.B. von intermetallischen Aluminium-Eisen-Phasen zu vermeiden (vgl. Abbildung 14). Weiterhin ermöglicht ein geringer Aluminium-Anteil in der Schmelze das Austenitisieren des Gefüges im Presshärteprozess und damit die anschließende Martensitbildung. [LEN 07, STO 07, DEI 08, FOS 10]

Bei unbeschichteten oder feuerverzinkten Blechen ist kein vorgeschalteter Entschichtungsprozess notwendig.

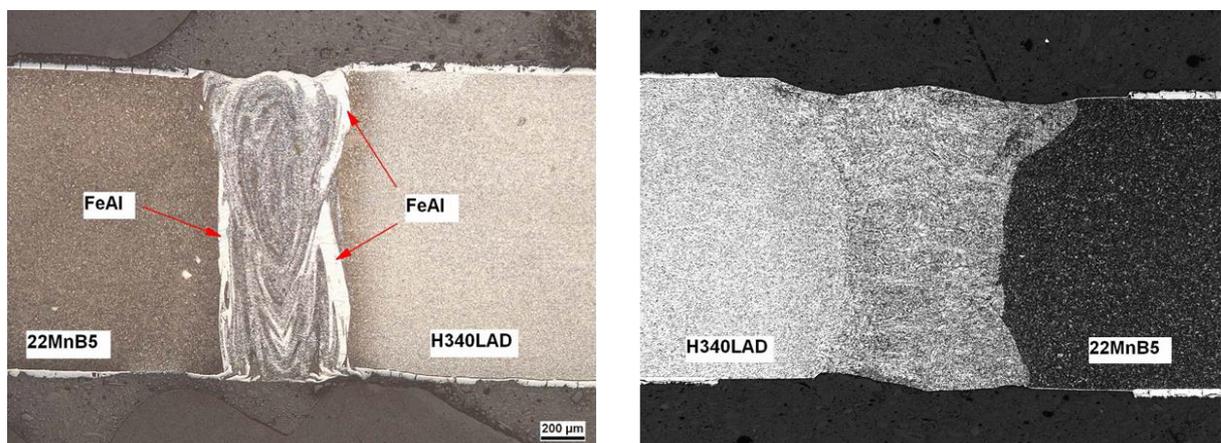


Abbildung 14: Vergleich konventionelle Schweißnaht ohne (links) bzw. mit (rechts) vorherigem Entschichten nach Härten

### 2.3.2.1 Laser-Entschichten

Die Beschichtung der Bleche wird im Bereich der zu verschweißenden Kanten beidseitig entfernt. Dabei wird die Breite der Entschichtung so gewählt, dass selbst bei einer sehr breiten Schweißnaht ein Einspülen von Teilen der Beschichtung in das Schweißbad sicher vermieden wird. In der Praxis beträgt diese Breite etwa 1 mm (vgl. Abbildung 15). Dieses Verfahren wurde von ThyssenKrupp Tailored Blanks und zeitgleich von ArcelorMittal entwickelt [STO 07, VIE 10].

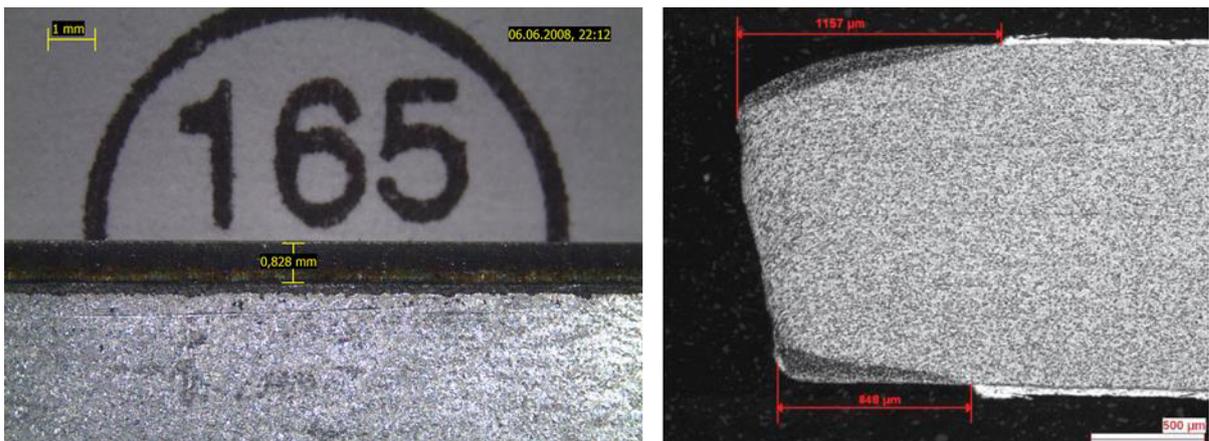


Abbildung 15: Draufsicht (links) und Querschliff (rechts) einer entschichteten Kante

Prinzipiell wird unterschieden zwischen einer vollständigen und einer partiellen Entschichtung. Die partielle Entschichtung wurde von ArcelorMittal geschützt [CAN 07]. In diesem Entschichtungsprozess wird die metallische Aluminium-Silizium-Schicht von dem Substrat entfernt, während die intermetallische Schicht auf dem Substrat verbleibt. Gemäß der Erfindung bietet die verbleibende Schicht einen gewissen Schutz vor Korrosion und Entkohlung des Stahlsubstrats. In Abbildung 16 bezeichnet die Ziffer 3 die intermetallische und die Ziffer 4 die metallische Schicht.

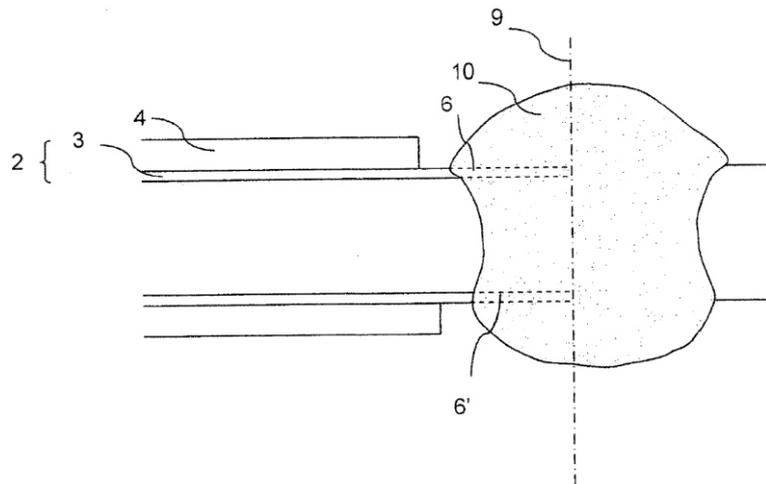


Abbildung 16: Partielle Entschichtung [CAN 07]

Bei der vollständigen Entschichtung wird sowohl die metallische als auch die intermetallische Schicht entfernt. Bei diesem Prozess wird noch weniger Aluminium in die Schmelze eingebracht, da auch die intermetallische Schicht zu einem Anteil aus Aluminium besteht. (vgl. Abbildung 17 und Abbildung 18)

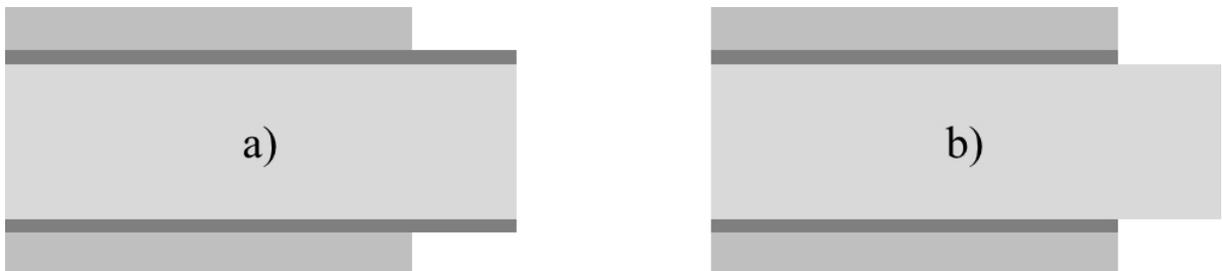


Abbildung 17: Prinzipskizzen zum Vergleich partiell (a) und vollständig (b) Entschichten

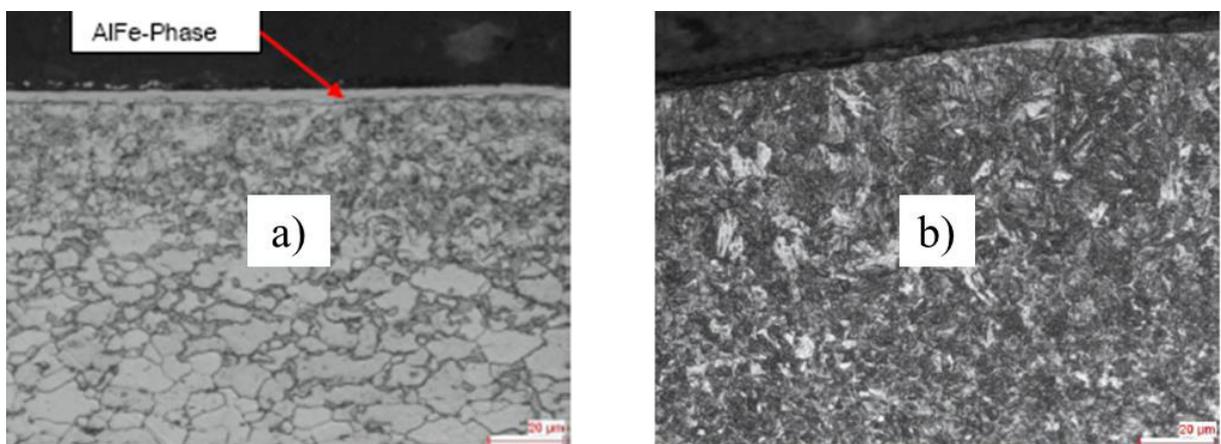


Abbildung 18: Querschliffe zum Vergleich partiell (a) und vollständig (b) Entschichten

Konventionell erfolgt die Entschichtung in einem Laserstrahl-Prozess. Das Entschichten erfolgt mittels eines pulsierenden Kurzpuls-Festkörperlaser. Um ein Bohren oder Schneiden bei zu langen Pulsen zu vermeiden, ist ein bestimmtes Verhältnis zwischen Pulsdauer und Leistungsdichte erforderlich, um nur die Schicht abzutragen [KIE 12]. Es sind Leistungsdichten größer  $10 \text{ MW/mm}^2$  erforderlich, oft werden ca.  $200 \text{ MW/mm}^2$  eingestellt [TRU 07, KIE 12]. Die Schicht wird bei diesem Verfahren zum größten Teil verdampft [TRU 07]. Der nicht verdampfende Teil wird aufgeschmolzen und muss abgeblasen oder abgesaugt werden. EIC 10 zeigt die notwendige Leistungsdichte in Abhängigkeit der Pulsdauer für einen Abtragprozess im Vergleich zu Schweiß- oder Bohrprozessen (vgl. Abbildung 19).

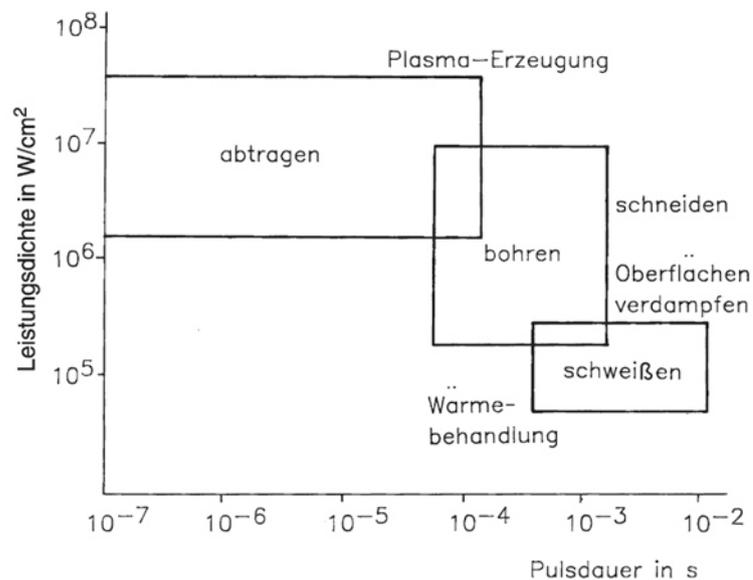


Abbildung 19: Leistungsdichten und Pulsdauern zur Materialbearbeitung mit Lasern [EIC 10]

Anhand der Streckenenergie kann das Ergebnis, partiell oder vollständig entschichtet, eingestellt werden. Aufgrund der höheren Schmelztemperatur der intermetallischen Phase (ca.  $1000\text{-}1100 \text{ }^\circ\text{C}$ ) gegenüber der der Beschichtung (ca.  $650\text{-}700 \text{ }^\circ\text{C}$ ) ist der Prozess des partiellen Entschichtens selbstbegrenzend, während der Prozess der vollständigen Entschichtung nicht selbstbegrenzend ist, da die Schmelztemperatur des Grundwerkstoffes zu nah bei der der intermetallischen Schicht liegt. Daher ist die Prozessführung exakt anzupassen und eine gründlichere Prozesskontrolle ist erforderlich, um ein Aufschmelzen des Grundwerkstoffes zu vermeiden. [POP 05, VIE 10]

Eine weitere Möglichkeit des thermischen Entschichtens ist das Entschichten mittels Induktion. Dabei werden über ein hochfrequentes, elektromagnetisches Feld nur die oberflächennahen Bereiche des Stahlsubstrates erwärmt, dadurch die Oberflächenbeschichtung erhitzt und letztendlich mittels der durch das elektromagnetische Feld entstandenen Lorentz-Kraft weggetrieben. [KOC 08]

Versuche im Rahmen dieser Arbeit haben jedoch gezeigt, dass lediglich das partielle Entschichten mittels Induktion möglich ist. Bei diesem Verfahren konnte die intermetallische Schicht nicht entfernt werden, sondern wuchs durch den thermischen Einfluss sogar an.

Außerdem sind mechanische Verfahren wie Bürsten oder Schaben zur Entfernung der Beschichtung möglich, deren Reproduzierbarkeit aufgrund von Verschleißerscheinungen hinter der des berührungslosen Laserstrahl-Prozesses zurücksteht. Eine weitere Möglichkeit bietet das Entfernen der Schicht durch eine Beaufschlagung von thermisch, chemisch und/oder abrasiv wirkenden Strahlmitteln. [RIE 01, FLE 11]

### 2.3.2.2 Laserstrahlschweißen

Im konventionellen Prozess wird der Laserschweißprozess wie in 2.1.2.2 beschrieben eingesetzt, d.h. das Verschweißen geschieht ohne Zusatzwerkstoff.

Für diese Arbeit bedeutend ist der Einfluss des Schweißens auf die Lage der Phasen Ferrit, Perlit und Bainit im ZTU-Diagramm des MBW<sup>®</sup>1500, und dabei speziell der Einfluss der Austenitkorngröße. Der Laserstrahlschweißprozess resultiert aufgrund seiner durch geringe Wärmezufuhr und sehr hohen Abkühlgeschwindigkeit erwirkten rapiden Abkühlung in einer sehr feinen Kornstruktur. Bei einem kleinen Austenitkorn werden die Diffusionswege verkürzt, die während der Umwandlung zurückgelegt werden müssen [DIL 05]. Wie in Abbildung 11 und Abbildung 45 dargestellt, resultiert diese kleine Korngröße daher in eine Verschiebung der Phasen nach links, also zu einer Verkleinerung des Austenitgebietes. Dies bedeutet, dass für das erstarrte Schweißgut eine höhere Abkühlrate erforderlich ist als für den Grundwerkstoff MBW<sup>®</sup>1500.

Weiterhin können kleinste Mengen Aluminium, die trotz des Entschichtungs Vorgangs in die Schmelze gelangen, eine höhere Abkühlgeschwindigkeit notwendig machen. Durch das Aufschmelzen der intermetallischen Schicht beim partiellen Entschichten kann der Aluminiumgehalt in der Schmelze um 0,1 % erhöht werden. Lokale Segregation des Aluminiums kann zu einer verminderten Härtebarkeit dieses Bereiches führen. Laut Patentschrift von Cretteur ist eine von 27 auf 35 K/s erhöhte Abkühlgeschwindigkeit notwendig, um die Schweißnaht sicher zu härten (vgl. Abbildung 20). [CRE 11]

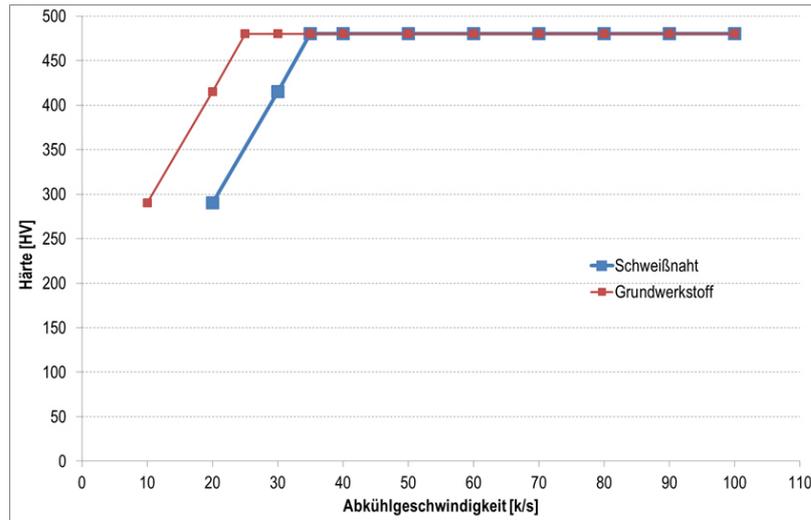


Abbildung 20: Vergleich Abhängigkeit der Härte von der Abkühlgeschwindigkeit; modifiziert übernommen aus [CRE 11]

Auch hat die feine Gefügestruktur der Schweißnaht Einfluss auf die Austenitkorngröße und damit auf die Martensitstarttemperatur. Aus [LEE 05] und [YAN 09] ist bekannt, dass kleinere Austenitkorngrößen eine Herabsetzung der Martensitstarttemperatur bewirken. Abbildung 21 zeigt die Abhängigkeit für einen Stahl mit 0,125 Ma.-% C, 5,02 Ma.-% Ni und 2,27 Ma.-% Mn. Eingezeichnet wurden die im Zuge dieser Arbeit ermittelten Austenitkorngrößen von 4-8  $\mu\text{m}$  für die Schweißnaht und 20-30  $\mu\text{m}$  für den Grundwerkstoff. Für diesen Stahl läge also die Martensitstarttemperatur der Schweißnaht etwa 15  $^{\circ}\text{C}$  niedriger als die des Grundwerkstoffes, was die Gefahr einer bainitischen Umwandlung des Gefüges erhöht.

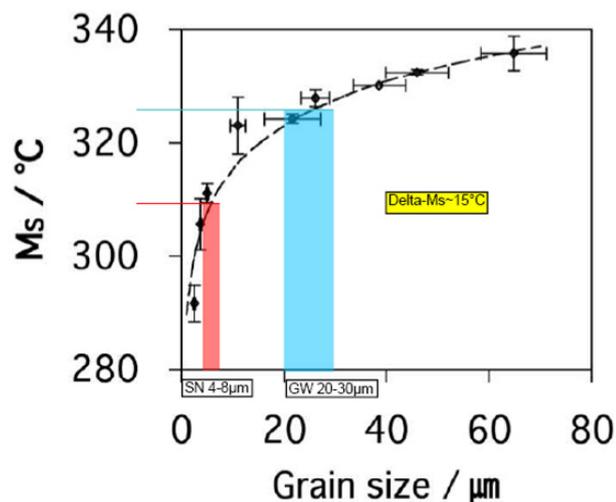


Abbildung 21: Abhängigkeit der Martensitstarttemperatur von der Austenitkorngröße; modifiziert übernommen aus [YAN 09]

## 2.4 Patchwork Blanks in der Warmumformung

Patchwork Blanks bieten eine weitere Möglichkeit, Eigenschaften im Bauteil lokal einzustellen. Ein vor der Warmumformung auf die Grundplatte aufgebracht Patch aus presshärterem Stahl erhöht an dieser Stelle die Spannungsaufnahme. Das Patch wird üblicherweise durch Widerstandspunktschweißen oder Laserstrahlschweißen aufgebracht. Das zusammengefügte Bauteil wird dann gemeinsam warmumgeformt. Durch dieses Vorgehen können ein zusätzliches Umformwerkzeug sowie nachfolgende Fügeoperationen eingespart werden. [LEN 07]

## 2.5 Tailor Rolled Blanks (TRB®)

Tailor Rolled Blanks (TRB®) entstehen durch einen als „flexibles“ Walzen bezeichneten Bandwalzprozess und bilden somit eine Alternative zu Tailor Welded Blanks mit unterschiedlichen Dicken. Bei diesem Prozess ist der Walzspalt in Walzrichtung während der Fertigung variabel einstellbar. Im Gegensatz zu einem Tailor Welded Blank erfolgt der Dickenübergang nicht abrupt, sondern kontinuierlich über eine einstellbare Länge, typischerweise mit einer Steigung von 1:100. Der Walzprozess bedingt weiterhin eine Kaltverfestigung. [WAL 04]

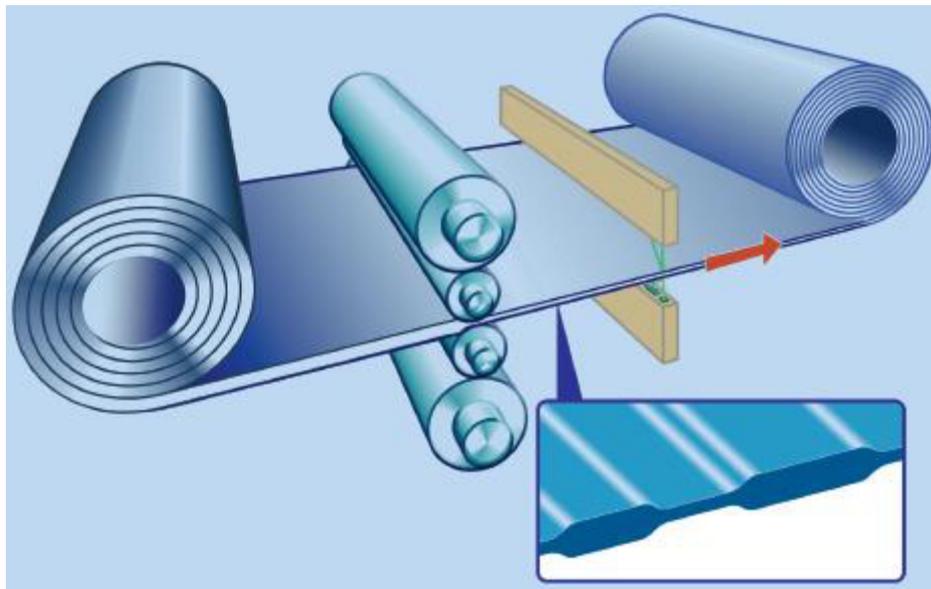


Abbildung 22: Verfahrensprinzip Tailor Rolled Blanks [MUB 14]

Bei Tailor Rolled Blanks für die Warmumformung erfolgt der flexible Walzprozess nach Aufbringung der AlSi-Beschichtung. Daher wird auch die Beschichtungsdicke durch den Walzprozess verändert oder die Beschichtung teilweise sogar beschädigt. Dies kann im späteren Warmformprozess zu einer erhöhten Wasserstoffaufnahme führen.

Eine Kombination verschiedener Werkstoffe ist nicht möglich.

## 2.6 Tailored Properties durch angepasste Temperaturführung

Bei diesen Verfahren werden monolithische Stahlplatinen aus 22MnB5 eingesetzt. Durch verschiedene Möglichkeiten können jedoch ähnlich wie bei einem Tailor Welded Blank lokal unterschiedliche Eigenschaften erzielt werden. Diese werden durch die thermische Prozessführung vor (partiell Austenitisieren), während (spezifische Abkühlung) oder nach (partiell Anlassen) der Umformung erreicht. [FEU 12]

### 2.6.1 Partielles Austenitisieren

Durch diese Technologie soll eine martensitische Umwandlung in Bereichen der Platine gezielt verhindert werden. Dies geschieht durch das Vermeiden austenitischen Gefüges in diesen Bereichen zu Beginn der Umformung. Es gibt zwei Möglichkeiten für die Umsetzung. Eine besteht darin, die Temperatur auf einem Platinenabschnitt unter Austenitisierungstemperatur zu halten. Dies kann zum Beispiel durch voneinander getrennte Ofenbereiche erreicht werden. Alternativ kann nach erfolgter Austenitisierung der gesamten Platine ein ausgewählter Bereich zum Beispiel an Luft gezielt abgekühlt werden, bevor die Platine im Werkzeug umgeformt wird. Dadurch zerfällt der Austenit in diesen Bereichen zu ferritischen und perlitischen Bestandteilen. [THY 12, FEU 12]

Bei dieser Technologie sind zusätzliche Investitionen im Ofenprozess notwendig, es kommen jedoch konventionelle Warmumformwerkzeuge zum Einsatz. Der Übergangsbereich zwischen hochfestem und duktilem Bereich liegt je nach Technologie zwischen 50 und 150 mm. [FEU 12]

### 2.6.2 Spezifische Abkühlung / Tailored Tempering

In diesem Verfahren wird die gesamte Platine austenitisiert, d.h. zusätzliche Investitionen beim Aufheizen des Bleches sind nicht notwendig. Das Einstellen der unterschiedlichen Eigenschaften geschieht im Werkzeug, das zum Beispiel partiell beheizt wird und so ein langsames Abkühlen in diesen Bereichen bewirkt. [LEN 07]

Weiterhin kann ein schnelles Abkühlen durch Aussparungen und Freischnitte im Werkzeug verhindert werden. Dieser Ansatz bedingt jedoch starke Abweichungen in Bezug auf Form, Lage und Größe der duktilen Bereiche. [FEU 12]

Ein Risikofaktor bildet die Reproduzierbarkeit bzw. Robustheit bei Erreichen der gewünschten Eigenschaften, zum Beispiel bei leicht veränderten Ofentemperaturen und -verweilzeiten, Transferzeiten sowie Werkzeugtemperaturen. [GLA 09]

Herausfordernd ist bei der spezifischen Abkühlung weiterhin die inhomogene Temperaturverteilung bei Entnahme des Blechs aus dem Werkzeug. Die bei Abkühlung auf Raumtemperatur

entstehenden Schrumpfspannungen können zu einem Bauteilverzug führen. Der Übergangsbereich zwischen duktilen und hochfestem Bereich beträgt mehr als 10 mm. [LEN 07; FEU 12]

### 2.6.3 Partielles Anlassen

Bei diesem Ansatz sind keine zusätzlichen Investitionen in Ofen- und Umformtechnologie notwendig. Allerdings ist ein zusätzlicher, kostspieliger Prozessschritt nach der Umformung erforderlich. In diesem Schritt werden Bereiche der Platine mittels Kammeröfen oder aber induktiv angelassen, was die Duktilität in diesen Bereichen verbessert. Nachteilig ist weiterhin die Maßhaltigkeit des fertigen Bauteils aufgrund von Verzug im Anlassvorgang. Der Übergangsbereich zwischen hochfestem und duktilem Bereich ist stark abhängig vom eingesetzten Anlassverfahren. [GLA 09, FEU 12]

Die vorher beschriebenen Verfahren mit angepasster Temperaturführung bieten im Gegensatz zu Tailor Welded Blanks durch verschiedene Prozessrouten die Möglichkeit, den gesamten Festigkeitsbereich eines 22MnB5 in verschiedenen Stadien zu nutzen [THY 12].

## 2.7 Vergleich der Technologien

Alle vorgestellten Verfahren haben ihre Vor- und Nachteile. Die nachfolgende Tabelle 8 soll einen Überblick über Chancen und Herausforderungen der einzelnen Technologien geben und den Vergleich aus WAL 04, GRI 11 und ZIM 11 erweitern.

Bzgl. Materialkosten bieten Hotform Blanks die Möglichkeit, den Mangan-Bor-Stahl mit einem günstigeren mikrolegierten Stahl zu kombinieren. Eine weitere Möglichkeit zur Einsparung von Materialkosten bieten Hotform Blanks in Bezug auf die Materialausnutzung, da durch Schachtelung der zu verschweißenden Bleche der Verschnitt optimiert werden kann, vgl. Abschnitt 2.1.1. [BOT 12]

Gegenüber monolithischen Platinen bieten Hotform Blanks, Patchwork Blanks und Tailor Rolled Blanks zusätzliches Leichtbaupotential. Beim Vergleich verschiedener B-Säulen wurden in WIL 11 10-14 % zusätzlicher Gewichtsersparnis ermittelt.

Sowohl Hotform Blanks als auch Tailor Rolled Blanks, aber auch in geringerem Maße Patchwork Blanks, erhöhen jedoch die Kosten für das Halbzeug. Während bei monolithischen Platinen gleicher Dicke nur das Stanzen der Platine Kosten verursacht, werden die Herstellungskosten des Halbzeugs durch Entschichten, Laserstrahl- oder Punktschweißen und durch flexibles Walzen teilweise erheblich gesteigert.

Bei Ofen-, Umform- oder Nachbehandlungsprozess sind dann die Verfahren mit angepasster Temperaturführung benachteiligt, da zusätzliche Investitionen beim Umformprozess notwen-

dig werden. Diese Verfahren können auch nachteilig bezüglich der Maßhaltigkeit des Bauteils sein.

Kommt es zu Tailored Properties, also zu Bauteilen mit duktileren Bereichen, werden in der Tabelle Patchwork und Tailor Rolled Blanks nicht weiter bewertet, da sie diese unterschiedlichen Eigenschaften nur in Kombination mit einem Verfahren der Gruppe 4 (angepasste Temperaturführung) erlangen können.

Hotform Blanks sind gegenüber der Gruppe 4 hinsichtlich des Erreichens verschiedener Festigkeitsniveaus eingeschränkt, da lediglich zwei Festigkeitsstufen (hart und weich) erreicht werden können, nicht aber diverse Festigkeitswerte dazwischen. Dagegen zeichnen sie sich durch ein prozesssicheres Erreichen dieser Eigenschaften aus. Das Prozessfenster für den Temperaturverlauf zum Erreichen der beiden Festigkeitsstufen ist groß, wohingegen Variationen des Temperaturverlaufs bei der Gruppe 4 zu veränderten Eigenschaften führen.

Weitere Nachteile von Hotform Blanks in Bezug auf Tailored Properties sind zum einen, dass keine sehr kleinen duktilen Bereiche („weiche Flansche“) erreicht werden können, da für den Schweißprozess der Tailor Welded Blanks bzw. deren Handhabung in der Fertigung meist eine Mindestgröße der Vorplatinen gegeben sein muss, auch aus Aspekten der Wirtschaftlichkeit. Zum anderen ist der Festigkeitssprung zwischen hochfestem und duktilem Niveau sehr schroff. Bei mittels angepasster Temperaturführung hergestellten Bauteilen ergibt sich ein stetiger Anstieg der Festigkeit über eine Strecke von 10-150 mm, was sich im Falle einer Crashbelastung positiv auswirken kann [THY 12]. Dieser Vorteil kehrt sich bei Simulationsberechnungen jedoch um, da die Eigenschaften eines Hotform Blanks in der Simulation sehr definiert eingegeben werden können, während der Festigkeits-Übergangsbereich von Bauteilen aus Gruppe 4 eher undefiniert ist.

Tabelle 8: Vergleich verschiedener Produkte für die Warmumformung

	1. HFB (Misch)	2. Patch	3. TRB®	4. Angepasste Temperaturführung		
				vor	während	nach
Leichtbaupotential	+	+	+	-	-	-
Materialkosten	+	-	-	-	-	-
Materialausnutzung	++	+	--	--	--	--
Kosten Halbzeug	--	-	--	+	+	+
Kosten Ofenprozess	+	+	+	-	+	+
Kosten Umformprozess	+	+	+	+	-	+
Kosten Nachbehandlung	+	+	+	+	+	-
Maßhaltigkeit	+	+	+	+	-	--
<b>Tailored Properties</b>						
Unterschiedliche Eigenschaften	+			++	++	++
Robustheit Tailored Properties	++	--	--	-	-	-
„Kleine Bereiche“	-	(Nur in Kombi mit 4.)	(Nur in Kombi mit 4.)	- / +	++	++
Stetiger Festigkeits- anstieg	-			+	+	+
Simulation	++			-	-	-

## **2.8 Erweiterung des Laserstrahlschweißens**

Dieser Abschnitt beschreibt Erweiterungen des konventionellen Laserstrahlschweißens. Speziell auf dem Gebiet der Warmumformung gibt es eine Fülle von Patenten und Veröffentlichungen zusätzlich zu den bereits genannten. Die für diese Arbeit relevanten Dokumente sollen im Folgenden erläutert werden.

### **2.8.1 Erhöhung des Kohlenstoffgehalts bzw. anderer austenitstabilisierender Elemente**

Schon DIL 95, BEY 98, SCH 02, DIL 06, TRU 07 und HÜG 09 beschreiben die Möglichkeit, das Laserstrahlschweißen um den Einsatz von Zusatzwerkstoffen zu erweitern. Dieser Ansatz soll helfen, durch fehlendes Nahtvolumen evtl. entstehende Schweißnahtfehler zu vermeiden oder größere Spalte beim Schweißen zu überbrücken. Nach BEY 98 sind bei 3 mm dicken Blechen Spalte von bis zu 0,6 mm überbrückbar. Weiterhin sehen DIL 95, BEY 98, SCH 02, DIL 06, TRU 07 und HÜG 09 aber auch die Möglichkeit, gezielt Einfluss auf die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes zu nehmen, um die mechanisch-technologischen Eigenschaften zu beeinflussen. Als mögliche Wege werden Zusatzdraht, Metallpulver oder Folien genannt, wobei Zusatzdraht aufgrund von einfacher Handhabung und einer breiten Palette von Drahtwerkstoffen und -vorschubeinheiten als besonders vorteilhaft erwähnt wird.

Es gibt bereits einige Veröffentlichungen, die diese Möglichkeit nutzen, um den Kohlenstoffgehalt und damit die zu erwartende Festigkeit in der Schweißnaht zu erhöhen. CRE 11 und CRE 12 beschreiben die Erhöhung des Kohlenstoffgehalts mittels Zusatzmaterial auf das 1,27- bis 1,59-fache des Grundwerkstoffes.

BRA 10 und BRA 11a beschreiben das Auftragen einer viskosen, härtesteigernden Flüssigkeit bzw. einer Paste oder eines festen, pulverartigen oder aerosolartigen Stoffes auf die zu verschweißende Kante, die durch ihren Graphitanteil den Kohlenstoffgehalt in der Schweißnaht auf 0,25-0,4 Ma.-% und damit die Festigkeit erhöht (vgl. Abbildung 23).

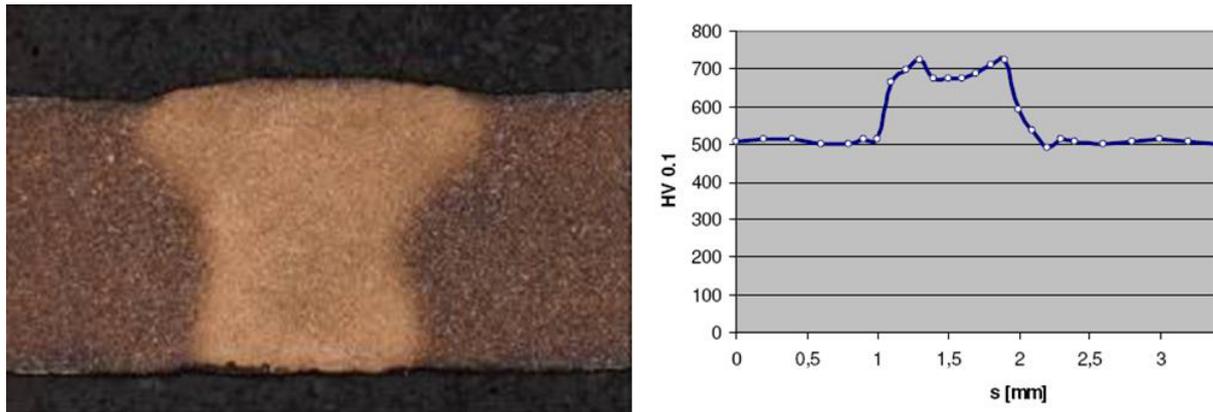


Abbildung 23: Querschliff und Härteverlauf einer mit Kohlenstoff auflegierten Schweißnaht nach dem Härten [BRA 11b]

Die Erhöhung der Härte hat immer auch den Verlust von Duktilität zur Folge, d.h. die Schweißnaht wird bei Auflegieren mit einer zu großen Menge von Kohlenstoff unter Umständen spröde und kann bei dynamischer Belastung versagen. Nach SCH 10 besteht bei höhergekohlten Stählen ( $C \geq 0,25$  Ma.-%) die Gefahr der Rissentstehung beim Schweißen.

Andere Veröffentlichungen wie z.B. BRI 07b und BRI 11 beschreiben das Zulegieren mit anderen austenitstabilisierenden Elementen. Diese sollen der Wirkung von in die Schmelze eingespültem Aluminium entgegenwirken, welches ein Austenitisieren des Gefüges bei einem Aluminiumgehalt größer 1,2 Ma.-% verhindert. Genannt werden neben Kohlenstoff die Elemente Mangan, Nickel und Kupfer mit in Summe mindestens 3 Ma.-%. Das Zulegieren wird mittels eines Laserstrahl-Lichtbogen-Hybrid-Schweißens durchgeführt.

## 2.8.2 Schweißen ohne vorheriges Entschichten

Seitdem 2006/2007 der Prozess des Laserstrahlentschichtens entwickelt wurde, gibt es Bestrebungen, diesen zusätzlichen Schritt wieder obsolet zu machen, da er hohe Fertigungskosten verursacht.

Bereits in BRI 07a und BRI 07b wird ein Laserstrahl-Lichtbogen-Hybrid-Schweißen beschrieben, bei dem auf das vorherige Entschichten verzichtet wird. Ziel ist die Unterschreitung eines Aluminiumgehalts in der Schmelze von 1,2 Ma.-%, so dass einerseits keine intermetallischen Phasen entstehen, andererseits auch kein  $\alpha$ -Ferrit, der die Austenitumwandlung bei den üblichen Temperaturen in der Warmumformung unterdrückt. Als Lichtbogenprozess wird hier entweder ein WIG- oder ein MSG-Prozess eingesetzt. Der Lichtbogen soll zum einen mehr Material des Grundwerkstoffes mit niedrigem Aluminium-Gehalt aufschmelzen und zum anderen für eine bessere Durchmischung und somit Homogenisierung des Aluminiums im Schmelzbad sorgen. Für diesen Effekt wird der WIG-Prozess bevorzugt. Zudem wird ein Zulegieren mit austenitstabilisierenden Elementen Mn, Ni, Cu beschrieben, die dem Einfluss

des Aluminiums entgegenwirken. Zu diesem Zweck wird der MSG-Prozess empfohlen. BRI 11 detailliert das Verfahren und beschreibt, dass der Gehalt der austenitstabilisierenden Elemente C, Mn, Ni, N im Zusatzdraht mindestens 3 Ma.-% betragen muss und dass ein Schutzgas genutzt werden sollte, das aus einem Argon-Helium-Gemisch mit einer Beimischung von maximal 10 % Stickstoff oder Sauerstoff besteht. [BRI 07a, BRI 07b, BRI 11]

Den gleichen Ansatz wählt das schwedische Forschungsprojekt IMTAB. Auch hier wird ein Laserstrahl-Lichtbogen-Hybrid-Prozess eingesetzt. In diesem Projekt wurden auch hochlegierte Chrom-Nickel-Werkstoffe als Zusatzdraht getestet. Die Zugfestigkeit konnte in diesem Projekt um 25 % gegenüber konventionellem Laserstrahlschweißen verbessert werden. Dennoch werden einige Proben aufgezeigt, die eine relativ geringe Zugfestigkeit zwischen 1225 und 1250 MPa aufweisen. Die Anforderung der Automobilhersteller liegt in der Regel bei mindestens 1300 MPa. [JAN 12]

Ein anderer Ansatz ist das Mehrfachschweißen. Dabei wird der Laserstrahl mehrfach über eine Schweißnaht geführt und diese somit mehrfach aufgeschmolzen. Dadurch soll die Homogenisierung der Aluminiumanteile in der Schmelze erreicht werden. [BER 03]

### **2.8.3 Laserstrahlschweißen mit Zusatzdraht**

Unterteilt wird das Laserstrahlschweißen mit Zusatzdraht in Schweißen mit Kalt- oder Heißdraht. Beim Kaltdraht-Verfahren wird der Zusatzwerkstoff dem Schmelzbad kalt zugeführt und muss vom Laserstrahl aufgeschmolzen werden. Beim Heißdraht-Verfahren wird zusätzlich Strom in den Draht geleitet, wodurch der Draht aufgewärmt wird und somit weniger Laserenergie zum Aufschmelzen des Zusatzes notwendig ist. Vorteile sind eine bessere Prozessstabilität sowie eine Verbesserung der Durchmischung der Schmelze. Letzteres erfolgt durch die Wirkung elektromagnetischer Volumenkräfte. Durch den im Schmelzbad fließenden Strom entstehen Magnetfelder in Selbstinduktion (vgl. Abbildung 24). [BEY 98, DZE 07, HÜG 09]

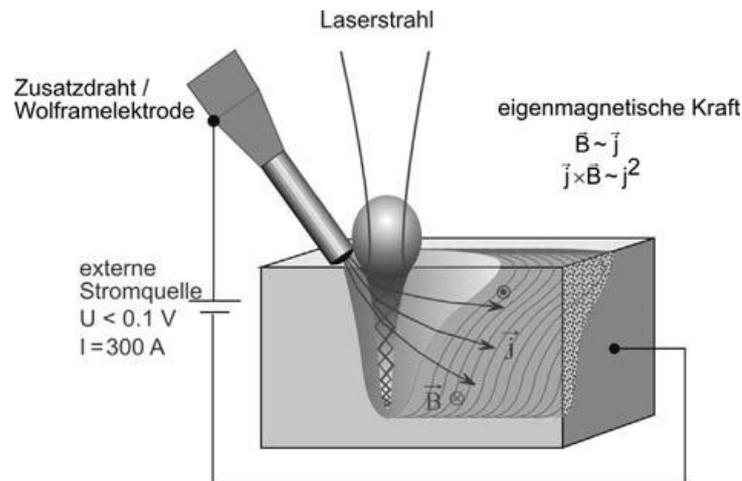


Abbildung 24: Schematische Darstellung zur Entstehung eigenmagnetischer Volumenkräfte im Schmelzbad [HÜG 09]

Weiterhin kann in ein stechendes und ein schleppendes Verfahren unterteilt werden (vgl. Abbildung 25). Andere Anordnungen sind weniger geläufig. Die Zufuhr des Drahtes erfolgt sowohl bei stechender als auch bei schleppender Anordnung in einem Zufuhrwinkel von 30-45° zur Blechoberfläche. Aufgrund größerer Prozessstabilität und der Zwangsführung des Zusatzdrahtes ist die schleppende Zuführung verbreiteter. Die stechende Zuführung hat den Vorteil, dass eine Prozessüberwachung durch das freie Blickfeld gegeben ist, und keine Laserenergie zum Aufschmelzen des Zusatzwerkstoffs notwendig ist. Der Draht schmilzt in diesem Fall erst bei Einleitung in das nachlaufende Schmelzbad auf. Da der aufgeschmolzene Draht in der schleppenden Anordnung räumlich um die Dampfkapillare herumfließen muss, ergibt sich im Vergleich zur stechenden Anordnung eine bessere Durchmischung des Zusatzwerkstoffes. [DIL 95, BEY 98, SCH 02]

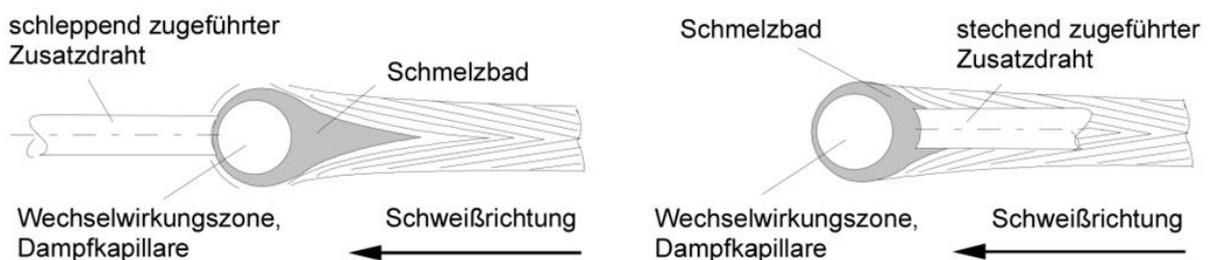


Abbildung 25: Anordnung der schleppenden (links) und stechenden (rechts) Drahtzufuhr [SCH 02]



## **3 Zielsetzung**

### **3.1.1 Einflussgrößen bei der Warmumformung von Tailor Welded Blanks**

Schon das Patent CRE 11 von ArcelorMittal aus den Abschnitten 2.3.2.2 und 2.8.1 und Veröffentlichungen von STO 07, DEI 08, EBE 09 und BRA 11b haben aufgezeigt, dass das Härten der Schweißnaht von artgleichen Tailor Welded Blanks in der Warmumformung eine größere Sorgfalt erfordert als das Härten des Grundwerkstoffs. Dies führt zu einer Verkleinerung des Warmformprozessfensters beim Einsatz dieser Hotform Blanks.

Die Ursachen dieses vom Grundwerkstoff abweichenden Verhaltens werden in Kapitel 4 näher erläutert. Wie in Abschnitt 2.3.1 angedeutet, ist unter anderem der Formschluss zwischen Umformwerkzeug und Platine bei artgleichen Verbindungen aus 22MnB5 mit Dickensprung zum Erreichen einer ausreichenden Härte der Schweißnaht entscheidend. Aber auch andere Prozessparameter wie die Flächenpressung oder auch die Temperaturführung und die Abkühlbedingungen im Werkzeug sind wichtige Einflussgrößen. Diese Parameter werden in Kapitel 4 näher untersucht. Unter anderem soll auch deren Interaktion sowie der Einfluss verschiedener Blechdicken bzw. Blechdickenkombinationen aufgezeigt werden.

### **3.1.2 Erweitern des Warmformprozessfensters für artgleiche Verbindungen**

Ein weiteres Ziel dieser Arbeit ist eine Veränderung der Eigenschaften des Halbzeugs Tailor Welded Blank, um die vorher beschriebene Verkleinerung des Prozessfensters im nachfolgenden Warmformprozess zu vermeiden. Durch Einbringung von Austenit stabilisierenden Legierungselementen soll die Martensitumwandlung begünstigt werden, so dass das Durchhärten der Schweißnaht auch am Rande des existierenden Prozessfensters der Warmumformung ermöglicht wird. Dabei ist darauf zu achten, eine Versprödung der Naht zu vermeiden. Nicht zuletzt gilt ein Augenmerk der Produktivität und der Nahtform. Diese Prozessentwicklung wird in Kapitel 5 vorgestellt.

### **3.1.3 Schweißen ohne vorheriges Entschichten**

Das Entschichten ist bislang ein zusätzlicher, kostenintensiver Prozessschritt, um das Verschweißen von AlSi-beschichteten Blechen für die Warmumformung zu ermöglichen. Meist werden die Platinen in einem Stand-Alone-Prozess entschichtet, der zusätzliche Investitionen, Personal, Zeit und Logistikkosten bedingt. Kalkulationen einzelner Produkte haben gezeigt, dass die Kosten für den Entschichtungsprozess ähnlich der Kosten für den Schweißprozess sein können.

Weiterhin ist der partielle Entschichtungsprozess durch das in Abschnitt 2.3.2.1 vorgestellte Patent von ArcelorMittal geschützt. Die vollständige Entschichtung zur Vermeidung der Verletzung dieser Schutzschrift ist weniger produktiv da energieintensiver und dadurch teurer. Außerdem muss durch zusätzliche Qualitätssicherungsmaßnahmen sichergestellt werden, dass das Patent der partiellen Entschichtung nicht verletzt wird. Bisher konnte nicht nachgewiesen werden, dass die entschichteten Bereiche einen negativen Einfluss auf die Korrosionsbeständigkeit des Bauteils haben, es wird jedoch häufig so dargestellt.

Zusammenfassend liegt ein enormer wirtschaftlicher Anreiz darin, ein Schweißverfahren zu entwickeln, das den zusätzlichen Entschichtungsprozess obsolet macht. Die Prozessentwicklung für dieses Schweißverfahren wird in Kapitel 6 dargestellt.

## 4 Untersuchungen zur Warmumformung von Tailor Welded Blanks

In diesem Kapitel erfolgt eine Betrachtung verschiedener Einflussfaktoren bei der Warmumformung von Hotform Blanks. Das Hauptaugenmerk liegt dabei auf der Härtung des Schweißnahtgefüges. Daher werden hier ausschließlich artgleiche Verbindungen aus 22MnB5-Blechen betrachtet, bei der das Erreichen des Härteniveaus des Grundwerkstoffes wichtig ist, um eine Schwachstelle zu vermeiden. Wie in Kapitel 2.3.1 beschrieben, kann es aber zu einem Härteeinfall der Schweißnaht gegenüber dem Grundwerkstoff kommen. [STO 07, DEI 08, EBE 09 und BRA 11b]

In den Abschnitten 2.2.3 und 2.3.2.2 wurde das unterschiedliche Verhalten der Schweißnaht beim Abkühlen beschrieben, das in Korngröße und/oder eingespülten Aluminiumanteilen begründet ist. Alleine daraus wurde deutlich, dass das Härten der Schweißnaht höhere Sorgfalt und höhere Abkühlgeschwindigkeiten erfordert. Im Folgenden sollen aber weitere Einflüsse auf die Härtung der Schweißnaht im Warmformprozess erläutert werden.

### 4.1 Härbarkeit der Schweißnaht

Entgegen widersprüchlicher Aussagen ist die Schweißnaht prinzipiell härtpbar. Die ermittelte chemische Zusammensetzung an drei Hotform-Blank-Proben weicht kaum von der Zusammensetzung des 22MnB5 ab (vgl. Tabelle 9).

Tabelle 9: Chemische Zusammensetzung der Schweißnaht (SN) im Vergleich zum Grundwerkstoff (GW)

	C	Si	Mn	P	Cr	Al	Ti
SN 1	0,230	0,27	1,14	0,013	0,18	(0,17)	0,023
SN 2	0,228	0,27	1,16	0,014	0,15	0,079	0,022
SN 3	0,223	0,25	1,10	0,015	0,21	0,075	0,022
GW 1	0,232	0,26	1,20	0,013	0,12	0,034	0,025
GW 2	0,235	0,25	1,15	0,014	0,21	0,061	0,023
GW 3	0,242	0,28	1,14	0,015	0,21	(0,13)	0,024

Die verschwindend geringen Bor- und Schwefel-Gehalte von unter 0,005 Ma.-% konnten in diesen Untersuchungen nicht ermittelt werden.

Erhöhte Aluminiumgehalte können aus einem qualitativ schlechten Entschichtungsprozess vor dem Schweißen resultieren, aber auch aus einer unsauberen Probenpräparation vor der chemischen Analyse. Für diese muss auch die AlSi-Beschichtung auf dem Grundwerkstoff

neben der Schweißnaht entfernt werden, da ansonsten das Ergebnis verfälscht wird. Da auch bei der dritten Grundwerkstoffprobe ein erhöhter Aluminium-Gehalt gemessen wurde und die Schweißnähte das gleiche Härteniveau wie der Grundwerkstoff erreichten, wird an dieser Stelle eher letztgenannter Fehler als Ursache gesehen.

Ein Abbrand von Legierungselementen beim Schweißen kann anhand dieser Messungen ausgeschlossen werden.

Dass das Schweißnahtgefüge generell härter ist, zeigen neben BRA 11b auch Untersuchungen des Bayrischen Laserzentrums. Auch hier wird bereits der signifikante Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit genannt. [GAN 08]

## 4.2 Offset Dickensprung

Großen Einfluss auf die Abkühlgeschwindigkeit im Bereich der Schweißnaht hat die Positionierung des Tailor Welded Blank-Dickensprungs zum ins Werkzeug eingearbeiteten Dickensprung (vgl. Abbildung 12). Je größer das Offset bzw. der Dickensprung, desto größer wird das eingeschlossene Luftvolumen, das isolierend wirkt. Es kommt zu einem Wärmestau, und durch den fehlenden Kontakt von Werkstück und Werkzeug wird die Abkühlgeschwindigkeit stark reduziert. [PAU 13]

Dadurch ergibt sich die Abhängigkeit der erreichten Härte im Schweißgut von diesem Offset (vgl. Abbildung 26).

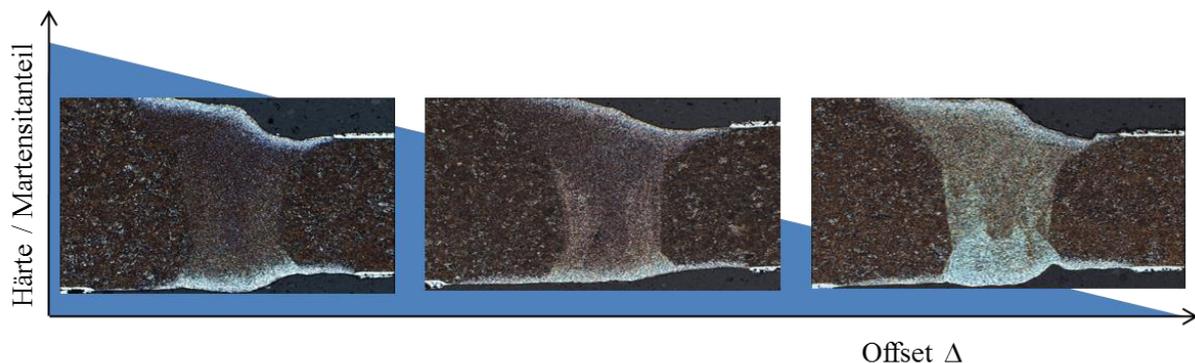


Abbildung 26: Abhängigkeit der Härte vom Formschluss; modifiziert übernommen aus [BRA 11b]

Bei sehr großem Offset ist auch der Grundwerkstoff der dünnen Platine betroffen, da auch an dieser Stelle kein Formschluss vorliegt.

Detaillierte Untersuchungen zu diesem Offset werden in Kapitel 5 bei Anwendung verschiedener Schweißverfahren aufgezeigt.

In der Realität kann ein Offset nicht vollständig vermieden werden. Selbst wenn bei Einlage der Platine in das Werkzeug ein perfekter Formschluss vorliegt, kann sich die Schweißnaht je nach Platinengeometrie durch den Tiefziehprozess bewegen, wodurch erneut ein Offset entsteht. Aus diesem Grund sollten weitere werkzeugseitige Ursachen für langsamere Abkühlraten im Bereich der Schweißnaht vermieden werden. Solche sind zum Beispiel Bauteilausheber oder Werkzeug-Segmentierungen, die aufgrund der reduzierten Kühlleistung potentielle Hotspots bilden (vgl. Abbildung 27).



Abbildung 27: Potentielle Hotspots durch unterbrochene Kühlkanäle in segmentierten Werkzeugen [VOL 14]

### 4.3 Flächenpressung

Einher geht der Aspekt Formschluss mit dem der Flächenpressung. Maximale Flächenpressungen von 20 MPa sind nach Lenze durchaus möglich. Es sind aber auch niedrigere Flächenpressungen bis hin zu Spalten beim Offset möglich. Lenze zeigte bereits den Einfluss verschiedener Flächenpressungen auf die Abkühlgeschwindigkeiten. [LEN 06]

Weiß hat den Einfluss der Flächenpressung und von Spalten auf Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha_K$  und Temperaturverlauf ermittelt. Schon bei einem Spalt von 0,2 mm wird mit 767 W/m<sup>2</sup>K ein deutlich niedrigerer Wert ermittelt als bei einer Flächenpressung von 0 (2669 W/m<sup>2</sup>K) oder 10 MPa (3214 W/m<sup>2</sup>K) (vgl. Abbildung 28). [WEI 13]

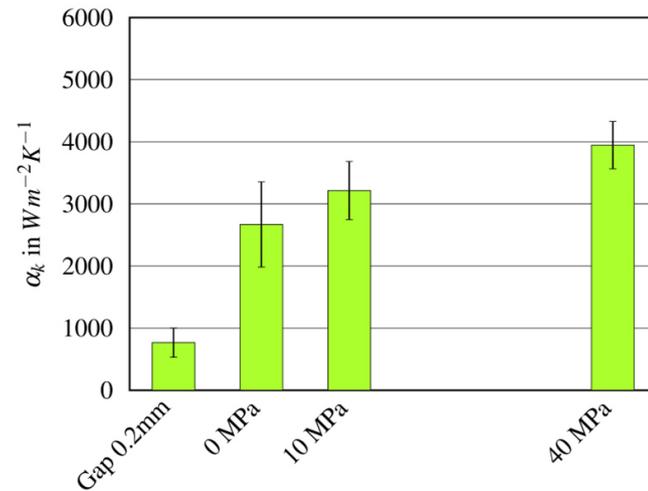


Abbildung 28: Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha_k$  für eine Spaltweite von 0,2 mm und verschiedene Kontaktdrücke MBW<sup>®</sup>1500+AS [WEI 13]

Dieser große Unterschied der Wärmeübergangskoeffizienten bewirkt die in Abbildung 29 aufgezeigten Temperaturverläufe während der Abkühlung. Nach Weiß kann dadurch schon bei Spaltweiten von 0,5 mm die kritische Abkühlgeschwindigkeit von 27 K/s oberhalb der Martensitstarttemperatur unterschritten werden. Dadurch wird unter Umständen keine martensitische Umwandlung und somit eine reduzierte Härte erreicht. [WEI 13]

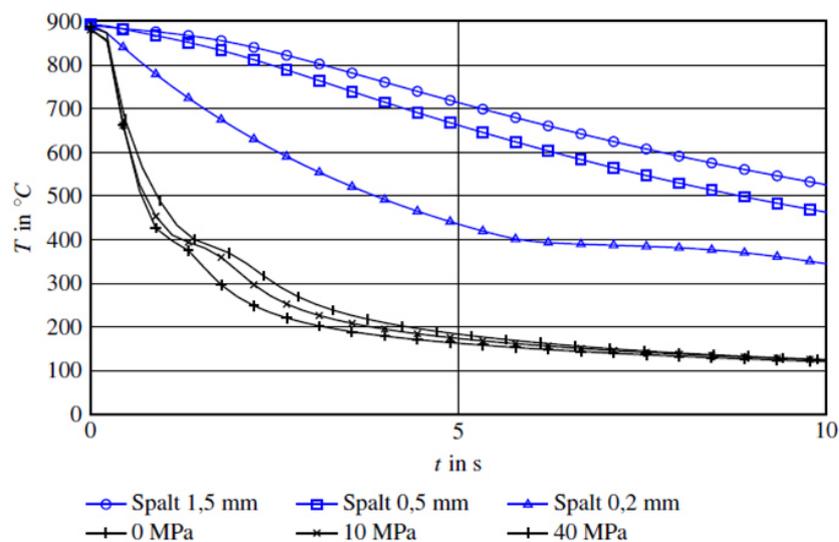


Abbildung 29: Temperatur-Messkurven MBW<sup>®</sup>1500+AS;  $t=1,5mm$ ; bei unterschiedlichen Kontaktdrücken und Spaltweiten [WEI 13]

Auch Paul zeigt diese Abhängigkeit der resultierenden Härte von der Flächenpressung. Jedoch wird aufgezeigt, dass die Umformtemperatur einen wesentlich größeren Einfluss hat.

Eine Probe mit um 15 MPa reduzierter Flächenpressung erreicht aufgrund einer um 85 °C angehobenen Ofentemperatur eine deutliche Verbesserung der Härtewerte. [PAU 13]

#### 4.4 Ofentemperatur und Transferzeit

Entscheidend ist die Blechtemperatur zu Beginn des Umformprozesses. Sie resultiert aus der Blechtemperatur bei Entnahme aus dem Ofen und der Transferzeit an Luft. Wie in Abschnitt 2.2.3 beschrieben, sollte die Blechtemperatur zu Beginn der Umformung nicht unter 680-700 °C absinken, da sie auch nach Merklein den größten Einfluss auf die Härte hat. [MER 09]

Im Rahmen dieser Arbeit sollte speziell der Einfluss dieser Faktoren auf die Härte der Schweißnaht ermittelt werden. Drei Blechdickenpaarungen (1,75 an 1,36 mm; 1,47 an 1,33 mm; 1,36 an 0,99 mm) wurden von Realbauteilen abgeleitet und bei WISCO Tailored Blanks im herkömmlichen Verfahren geschweißt. Die Platinenbreite betrug 500 mm und die Schweißnahtlänge 350 mm. Danach wurden diese Bleche in einem Versuchswerkzeug am Institut Tools & Forming der TU Graz pressgehärtet. Das Plattenwerkzeug kann durch Austausch von Präzisionsplatten jeden beliebigen Dickensprung abbilden und durch Verstellen von Zentrierungsstiften auch ein Offset des Dickensprungs einstellen, um Realsituationen nachzubilden (vgl. Abbildung 30 und Abbildung 31). Dabei war es wichtig, die Wärmeausdehnung der Platine, die bis zu 8 mm in die Breite betragen kann, zu berücksichtigen. Die Bleche wurden in einem Kammerofen erwärmt und manuell in das wassergekühlte Werkzeug transferiert. Sowohl Grundplatte als auch Kopfplatte beinhalten Kühlkanäle, so dass das Werkzeug auf 20 °C heruntergekühlt werden kann. Das Werkzeug war in eine hydraulische Presse (SMG Schuler) mit einem Maximaldruck von 4000 kN eingebaut. Die Schließkraft wurde auf 1750 kN eingestellt, um einen Kontaktdruck von 10 MPa zu erreichen.

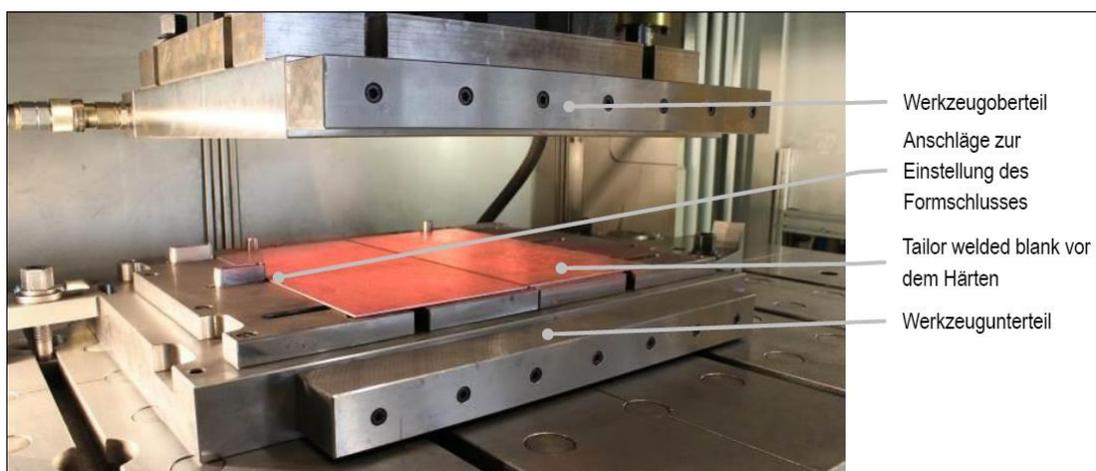


Abbildung 30: Plattenwerkzeug am Institut Tools & Forming der TU Graz

In Tabelle 10 ist die Versuchsmatrix aufgeführt. Die Ofentemperatur wurde zwischen 870 und 940 °C und die Transferzeit zwischen 7 und 15 Sekunden variiert. Außerdem wurde das Offset zwischen 2 und 10 mm gewählt und es gab einen Stichversuch mit einer abweichenden Zuhaltezeit von 5 und 6 anstelle von 7 Sekunden. Je Parametersatz und Blechdickenkombination wurden 3 bis 8 Bleche gehärtet. Einige davon wurden vorher mit Thermoelementen zur Erfassung der Temperaturkurven versehen. Die Mantelthermoelemente mit einem Durchmesser von 0,5 mm und einer maximalen Abtastrate von 7 Hz wurden in erodierte Löcher mit einem Durchmesser von 0,55 mm und einer Tiefe von 60 mm eingeführt, die stirnseitig in die Platinen und in die Schweißnaht eingebracht wurden (vgl. Abbildung 31).

Tabelle 10: Versuchsmatrix

	Ofenentnahmetemperatur	Ofenverweilzeit	Transferzeit	Wzg.-Schließzeit	Schließkraft	Zuhaltezeit	Offset Dicken sprung ( $\Delta$ )
	[°C]	[s]	[s]	[s]	[kN]	[s]	[mm]
1.	870	360	13,0	2,0	1750	7	6
2.	900	360	13,0	2,0	1750	7	6
3.	920	360	13,0	2,0	1750	7	6
4.	940	360	13,0	2,0	1750	7	6
5.	870	360	11,0	2,0	1750	7	6
6.	870	360	9,0	2,0	1750	7	6
7.	870	360	7,0	2,0	1750	7	6
8.	870	360	15,0	2,0	1750	7	6
9.	920	360	7,0	2,0	1750	6	6
10.	920	360	7,0	2,0	1750	5	6
11.	870	360	13,0	2,0	1750	7	2
12.	870	360	13,0	2,0	1750	7	4
13.	870	360	13,0	2,0	1750	7	8
14.	870	360	13,0	2,0	1750	7	10

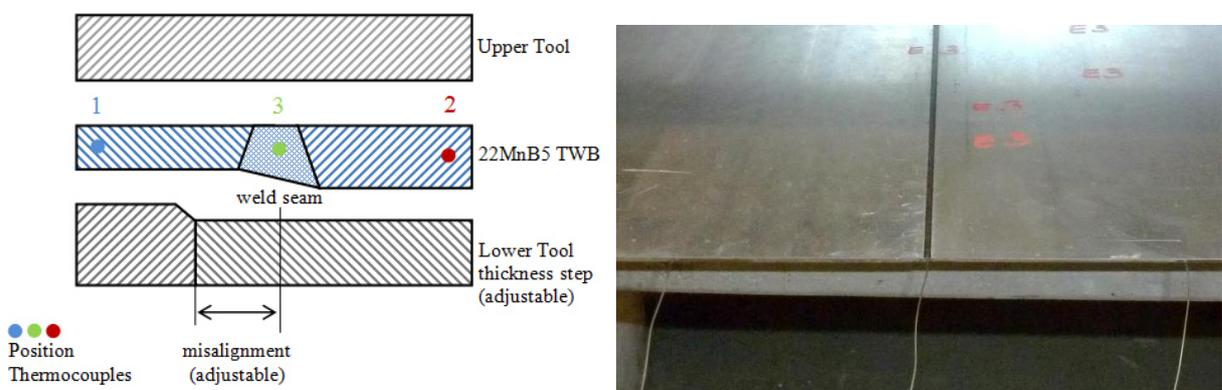


Abbildung 31: Skizze und Foto Werkzeugdesign und Einbringung der Mantelthermoelemente

Beispielhaft wird in Abbildung 32 der mittels der drei Thermolemente aufgezeichnete Temperaturverlauf über einen gesamten Zyklus Aufwärmen, Homogenisieren und Abkühlen an einem Tailor Welded Blank mit der Dickenkombination 1,36 an 1,75 mm gezeigt (Probe E1 - Parametersatz 3). Gut erkennbar ist die unterschiedliche Zeitspanne bis zum Erreichen der Endtemperatur. Das dickere Blech benötigt ca. 66 Sekunden länger zum Erreichen von 900 °C. Weiterhin ist der Beginn der Austenitbildung bei Erreichen der  $Ac_1$ -Temperatur von ca. 720-750 °C zu erkennen.

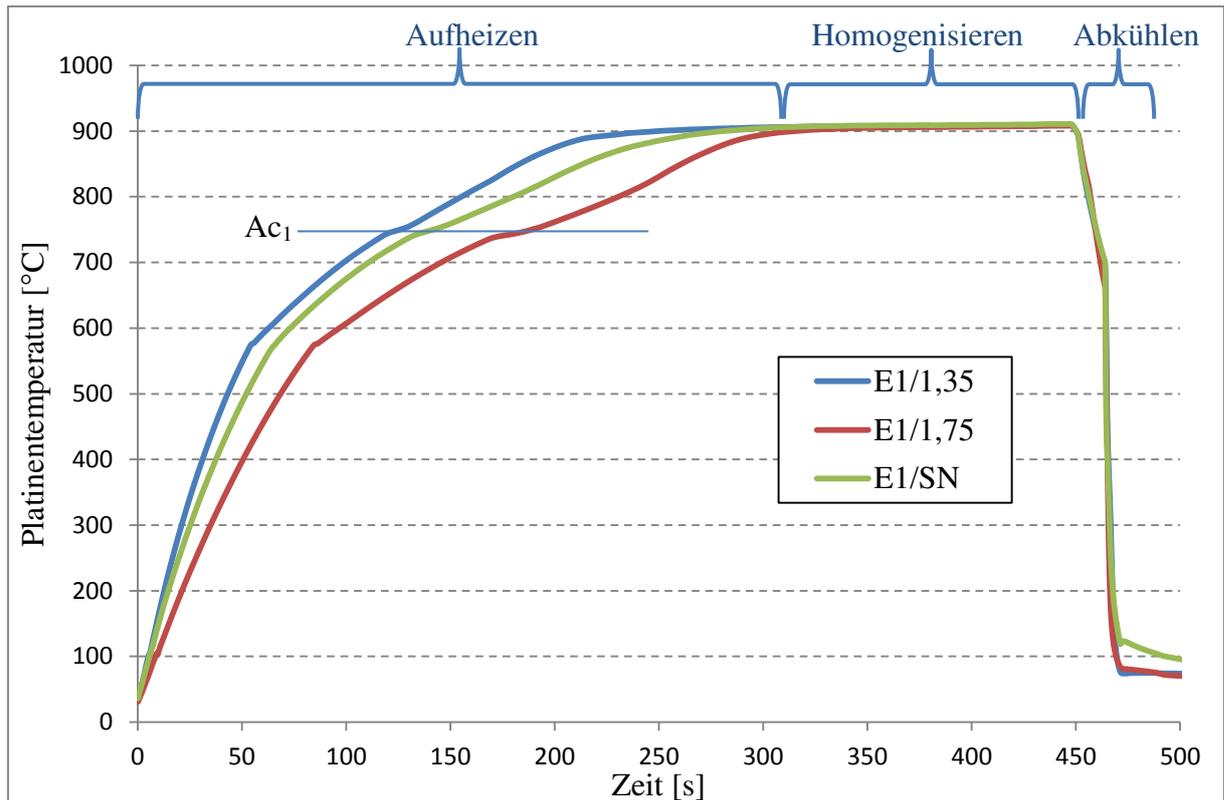


Abbildung 32: Temperaturverlauf der Probe E1 (Parametersatz 3) in den Bereichen 1,36 mm Blech / Schweißnaht / 1,75 mm Blech

Detaillierter zeigt Abbildung 33 exemplarisch den durch Thermolemente aufgezeichneten Temperaturverlauf während der Abkühlphase (Probe E5 - Parametersatz 11 – 1,75 an 1,36 mm). Deutlich differenzierbar sind die Bereiche der langsamen Abkühlung nach Öffnen der Ofentür, das Abkühlen an Luft während des Transfers von Ofen zur Presse und das Abschrecken im gekühlten Werkzeug. Dieses Beispiel zeigt, dass die Blechtemperatur bei einer Ofentemperatur von 870 °C und einer Transferzeit von 13 Sekunden zu Beginn der Abkühlung im Werkzeug bereits auf etwa 650-660 °C abgesunken ist und damit unter der empfohlenen Werkzeug-Einlegetemperatur liegt. Weiterhin ist erkennbar, dass während der Transferphase das dickere Blech, während der Abkühlung im Werkzeug allerdings der Bereich der Schweißnaht am langsamsten abkühlt. Dies deutet auf schlechtere Abkühlbedingungen im

Bereich der Schweißnaht zum Beispiel aufgrund des Offsets hin. Der Temperaturverlauf lässt auch die exotherme Martensitumwandlung bei knapp unter 400 °C erkennen.

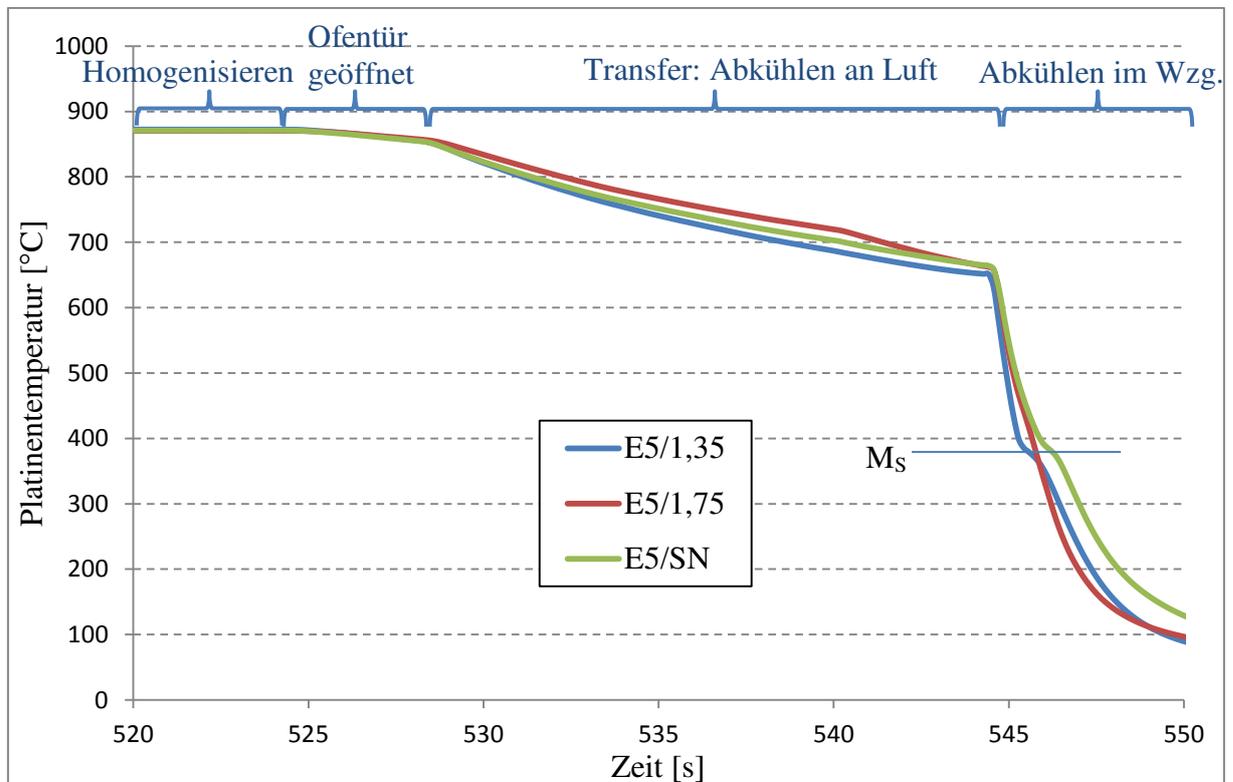


Abbildung 33: Temperaturverlauf der Probe E5 (Parametersatz 11) in den Bereichen 1,36 mm Blech / Schweißnaht / 1,75 mm Blech während der Abkühlphase

Anhand der Thermoelement-Messungen konnte die durchschnittliche Abkühlrate von 800 °C auf 500 °C ( $CR_{t_{8/5}}$ ) sowie die Blechtemperatur bei Einlegen ins Werkzeug ermittelt werden. Die Einlegetemperatur variierte zwischen 640 und 770 °C. Bei allen Messungen, die bei einer Ofentemperatur von 920 °C durchgeführt wurden, war die Blechtemperatur bei Werkzeugkontakt noch über 700 °C. Die durchschnittliche Abkühlrate war abhängig von Ofentemperatur und Transferzeit. Bei einer Ofentemperatur von 920 °C und einer Transferzeit von 7 Sekunden wurden Abkühlraten zwischen 51 und 109 K/s erreicht, bei einer Transferzeit von 13 Sekunden immerhin noch 38 K/s. Bei der niedrigeren Endtemperatur von 870 °C erreichten die Abkühlraten nur Werte zwischen 20 und 34 K/s. Ein eindeutiger Einfluss der Fehleinlage (2 bzw. 6 mm) auf Blechtemperatur bei Werkzeugkontakt bzw. Abkühlrate konnte nicht festgestellt werden. Dieser Einfluss könnte sich bei größeren Platinendicken wegen größerem Wärmestau erhöhen.

Neben den Temperaturmessungen wurden auch mechanisch-technologische Untersuchungen durchgeführt. Dazu wurden nach der Wärmebehandlung mittels Drahterodieren Proben aus den Platinen gewonnen. Dadurch wurde die Wärmeeinflusszone des Schneidprozesses mini-

miert und es kam zu keiner Gefügeveränderung. Es wurden sowohl je zwei Querschliffproben für die metallurgische Analyse und Härtemessungen (HV 1 nach DIN EN ISO 6507-1) als auch je zwei Zugproben zur Ermittlung der Zugfestigkeit sowie Analyse der Bruchlage erzeugt (nach EN ISO 6892-1). Bei den Querschliffproben wurden je zwei Härteketten (im oberen bzw. unteren Bereich der Schweißnaht) mit je 7 Härtemessungen ( $GW_{\text{dünn}} - \text{WEZ} - 3 \times \text{SN} - \text{WEZ} - GW_{\text{dick}}$ ) erstellt. Neben den Proben, die jeweils mittig die Schweißnaht beinhalten, wurden auch Proben des Grundwerkstoffs als Referenz genommen. Für die Zugversuche wurde darauf geachtet, dass die Schweißnaht senkrecht zur Zugrichtung und mittig in der Zugprobe (nach DIN 50125 Form H) lag.

Zur Bewertung von Härte- und Festigkeitswerten wurden die Liefervorschriften verschiedener Automobilhersteller und -zulieferer herangezogen. Anhand derer wurden eine Minimalhärte von 415 HV und eine minimale Zugfestigkeit von 1300 MPa festgelegt. Weiterhin sollte ein Versagen der Schweißnaht im Zugversuch nicht gehäuft auftreten. Letztgenanntes Kriterium wird in den Liefervorschriften oft nicht eindeutig definiert. Beim Schweißen von Stahlwerkstoffen für die Kaltumformung härtet das Schweißgefüge auf. Dadurch wird eine eventuelle geometrische Nahtimperfection ausgeglichen und beim Zugversuch reißt die Probe in der Regel im Grundwerkstoff. Bei der Warmumformung verhält sich dies anders. Aufgrund der Wärmebehandlung kann das Schweißgefüge maximal die gleiche Härte wie der Grundwerkstoff erreichen. Daher wird die Schweißnaht durch Querschnittsreduzierung, z.B. durch Decklageneinfall oder Wurzelrückfall, zur Schwachstelle. Demzufolge kann beim Schweißen von Tailor Welded Blanks für die Warmumformung ohne Zusatzwerkstoff ein Aufreißen der Zugprobe in der Schweißnaht nie gänzlich vermieden werden, wenn die gängigen Nahtimperfectionen zugelassen werden.

Abbildung 34 zeigt Ergebnisse zu einer Wärmebehandlung bei 870 °C Ofentemperatur, 13 Sekunden Transferzeit und 6 mm Offset. Bei diesem Parametersatz wurden Abkühlraten zwischen 20,53 und 34,44 K/s gemessen. Deutlich erkennbar ist der im Kapitel 2.3.1 beschriebene Härteeinfall im Bereich der Schweißnaht, während die Grundwerkstoffhärte das Minimum von 415 HV sicher überschreitet. Während bei der dünnsten Blechkombination (1,36-0,99 mm) die Härte im Bereich der Schweißnaht bis unter 300 HV abfällt, ist der Einbruch geringer je dicker die Blechkombination. Bei der Verbindung 1,75-1,36 mm bewegt sich die Schweißnaht Härte im Bereich 350-380 HV. Dieser Härteunterschied kann mit der in Abbildung 33 beispielhaft gezeigten niedrigeren Blechtemperatur von dünnen Blechen zu Beginn des Abschreckvorgangs erklärt werden.

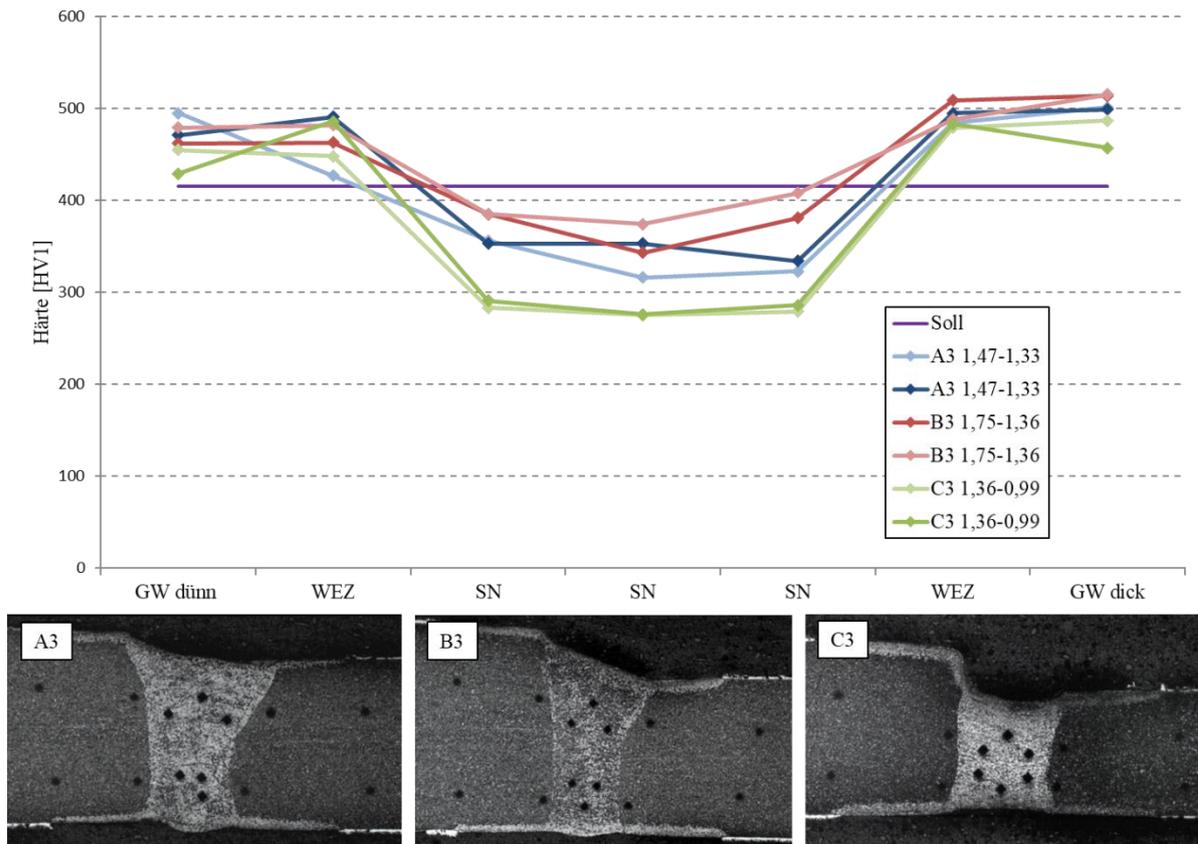


Abbildung 34: Härtemessung und metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 1 (870 °C - 13 Sekunden Transfer – 6 mm Offset)

Ursächlich für die niedrigere Härte im Bereich der Schweißnaht ist das Schweißnahtgefüge. Während der Bereich des Grundwerkstoffes fast vollständig martensitisch umwandelt, erkennt man im Bereich der Schweißnaht bainitisches, perlitisches und ferritisches Gefüge.

Exemplarisch wurden einige metallografische Untersuchungen mit 500- und 1000-facher Vergrößerung durchgeführt. Im Allgemeinen waren aber die Begutachtung bei 32-facher Vergrößerung, die Härtemessungen sowie die Zugversuche ausreichend für die Qualifizierung der Schweißnaht. Abbildung 35 zeigt stark vergrößert die Gefügeausbildung in den Wärmeeinflusszonen sowie der Schweißnaht bei einer Probe aus Parametersatz 1 (870 °C, 13 Sekunden Transferzeit, 1,36-0,99 mm). Mittels Thermoelementen wurden bei dieser Probe eine Einlege-temperatur von 645 °C und eine durchschnittliche Abkühlrate zwischen 800 und 500 °C von 20,53 K/s gemessen. In der Schweißnaht ist bei dieser Probe kein martensitisches Gefüge vorhanden.

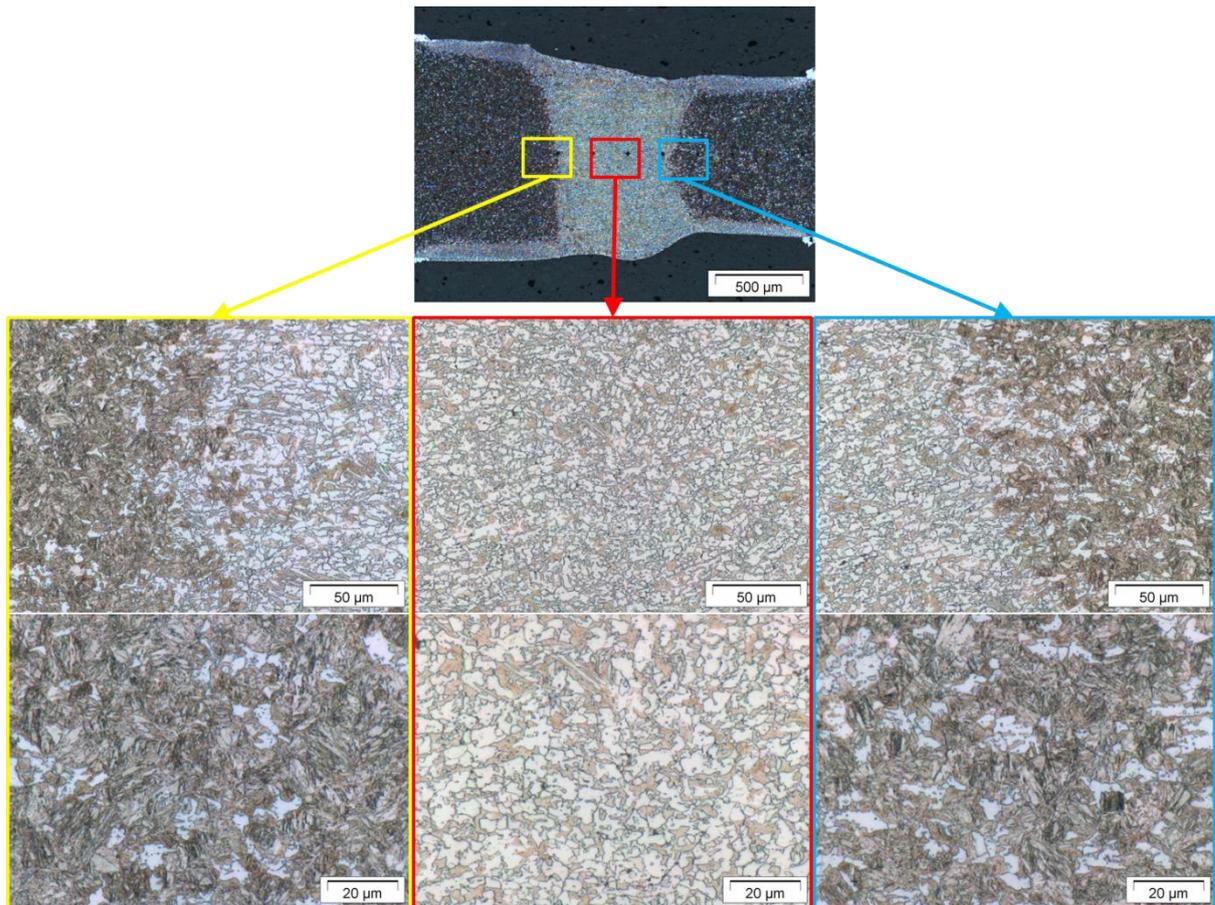


Abbildung 35: Metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 1 (870 °C - 13 Sekunden Transfer - 6 mm Offset)

Schon die Optimierung der Blechpositionierung im Werkzeug von 6 auf 2 mm Fehleinlage führt zu einer Veränderung der Gefügeausbildung (Parametersatz 11, 870 °C, 13 Sekunden Transferzeit, 1,75-1,36 mm, 2 mm Offset) (vgl. Abbildung 36). Bei dieser Einstellung wurden eine leicht höhere Einlegetemperatur von 659 °C und eine etwas höhere Abkühlrate von 24,56 K/s gemessen.

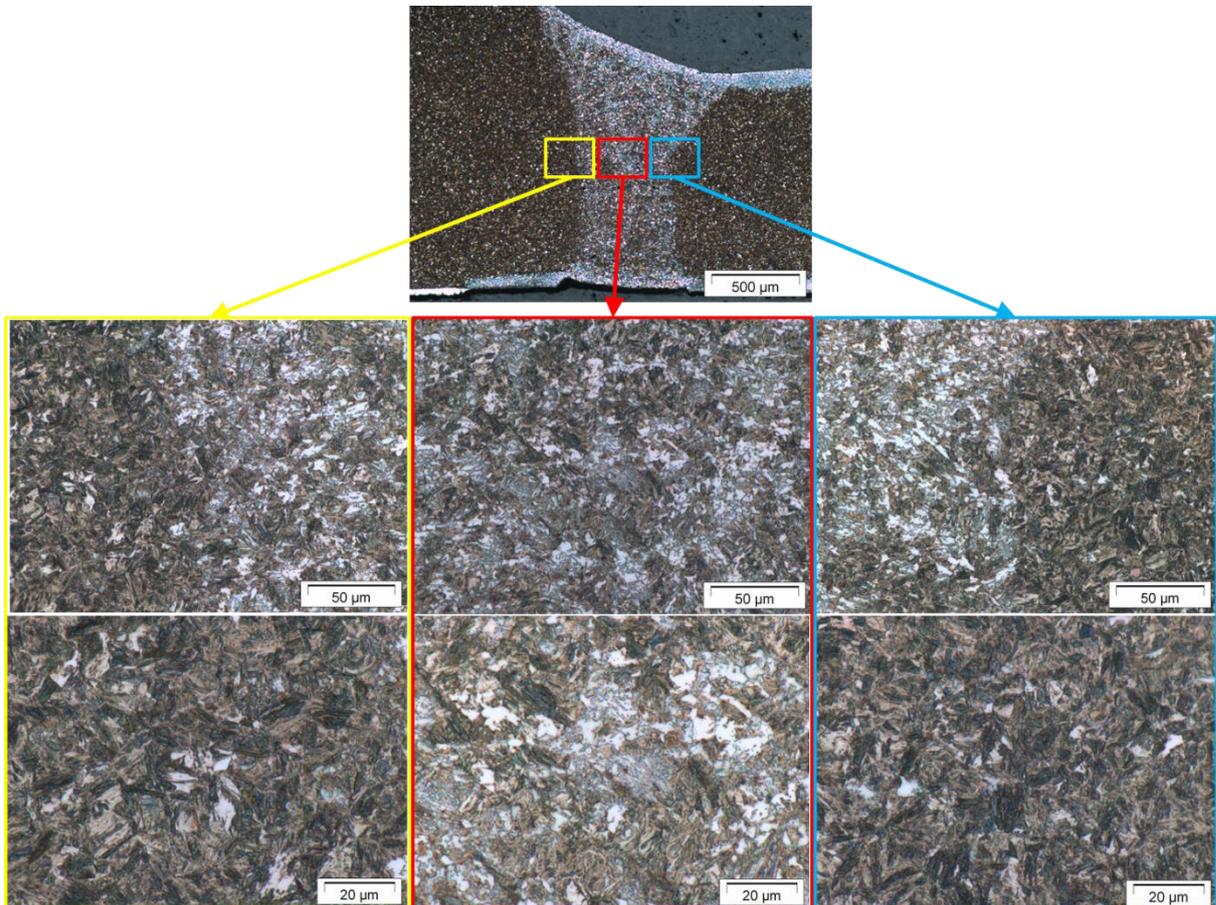


Abbildung 36: Metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 11 (870 °C - 13 Sekunden Transfer – 2 mm Offset)

Wie in Abbildung 37 erkennbar bewirkt auch das Herabsetzen der Transferzeit um 2 Sekunden auf 11 Sekunden eine Verbesserung der Schweißnahteigenschaften. Während die Schweißnahthärte der dünnsten Blechverbindung nur noch auf ca. 350 HV abfällt, entsteht bei der Verbindung 1,47-1,33 mm fast vollständig martensitisches Gefüge und es ergeben sich Härtewerte über Soll.

Eine weitere Verkürzung der Transferzeit auf 9 Sekunden hat eine weitere Verbesserung der Schweißnahteigenschaften zur Folge. Nur noch bei der dünnsten Blechkombination liegt die Härte deutlich unter 415 HV (vgl. Abbildung 38).

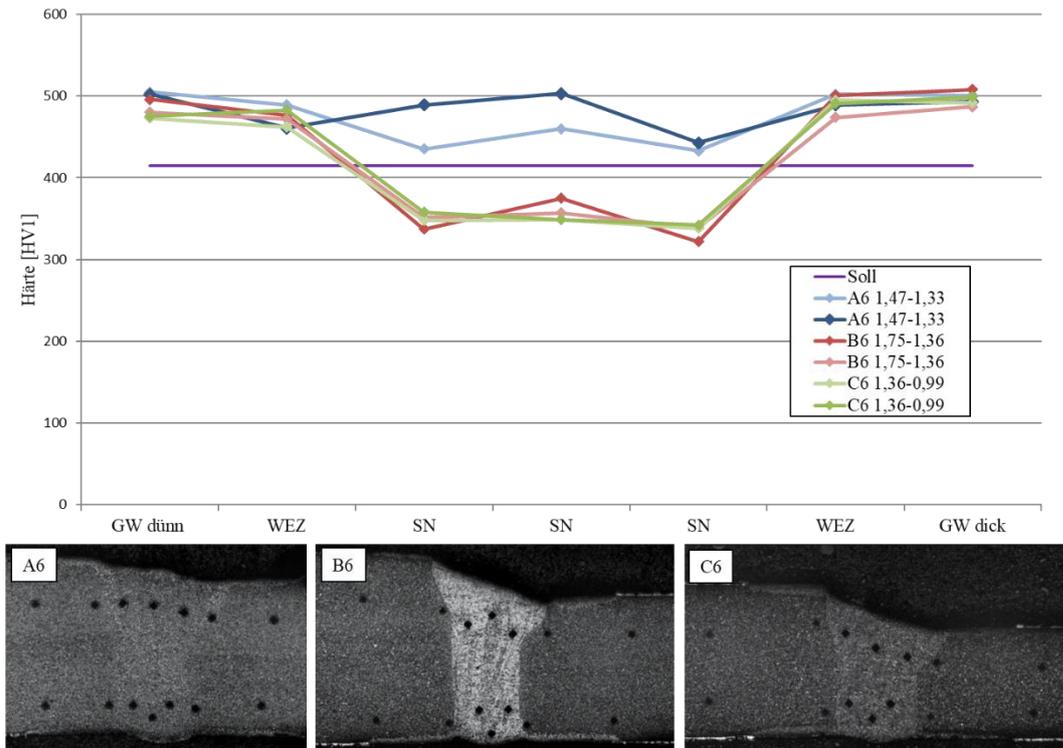


Abbildung 37: Härtemessung und metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 5 (870 °C - 11 Sekunden Transfer - 6 mm Offset)

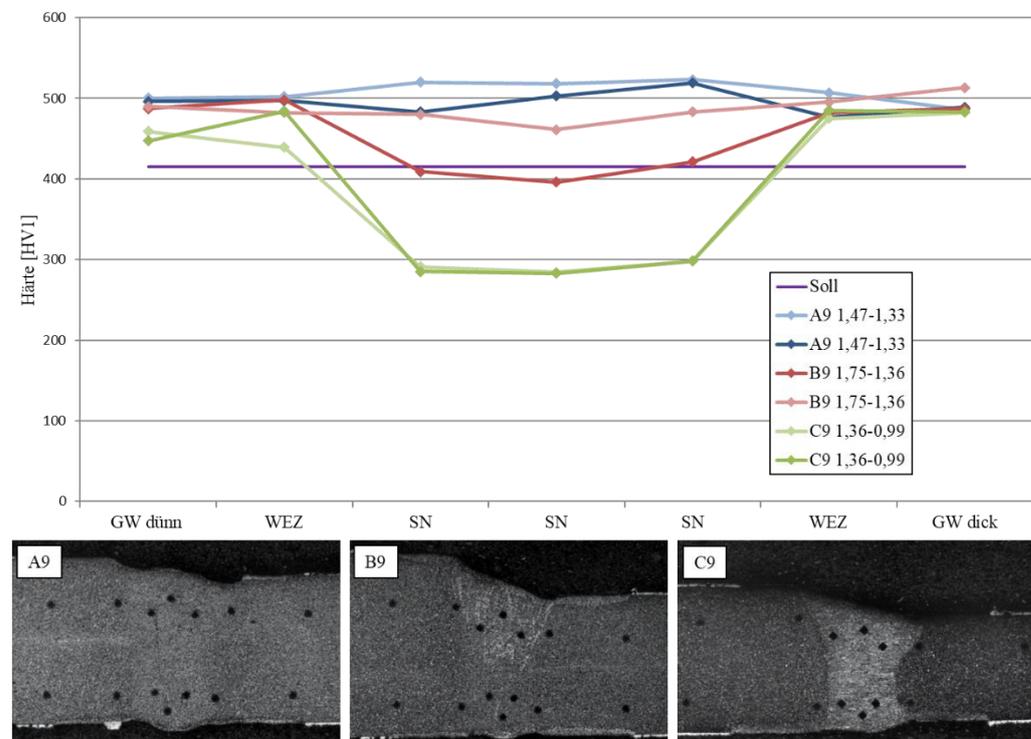


Abbildung 38: Härtemessung und metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 6 (870 °C - 9 Sekunden Transfer - 6 mm Offset)

Bei 33 Zugversuchen an Proben, die bei einer Ofentemperatur von 870 °C und einer Transferzeit größer oder gleich 9 Sekunden gehärtet wurden, gab es nur eine Zugprobe, die nicht in der Schweißnaht versagte.

Abbildung 39 zeigt beispielhaft Zugproben, die im Zugversuch im Grundwerkstoff gerissen sind und Proben, die in der Schweißnaht versagten.

#### Bruch im Grundwerkstoff



#### Bruch in der Schweißnaht



Abbildung 39: Bewertung der Bruchlage nach dem Zugversuch; oben: Bruchlage im Grundwerkstoff; unten: Bruchlage in der Schweißnaht

Auch eine Erhöhung der Ofentemperatur auf 900 °C, und damit die Erhöhung der Blecheinlegetemperatur im Vergleich zu den Ausgangsparametern 870 °C und 13 Sekunden führt zu einem verbesserten Ergebnis der Härtemessungen. Die Dickenkombination 1,47 an 1,33 mm weist keinen Härteabfall auf (vgl. Abbildung 40).

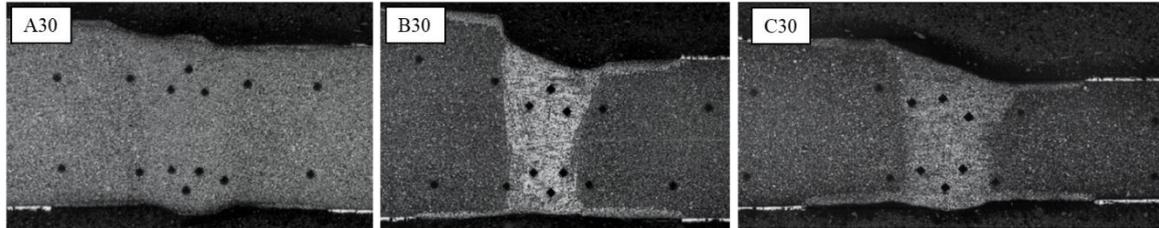
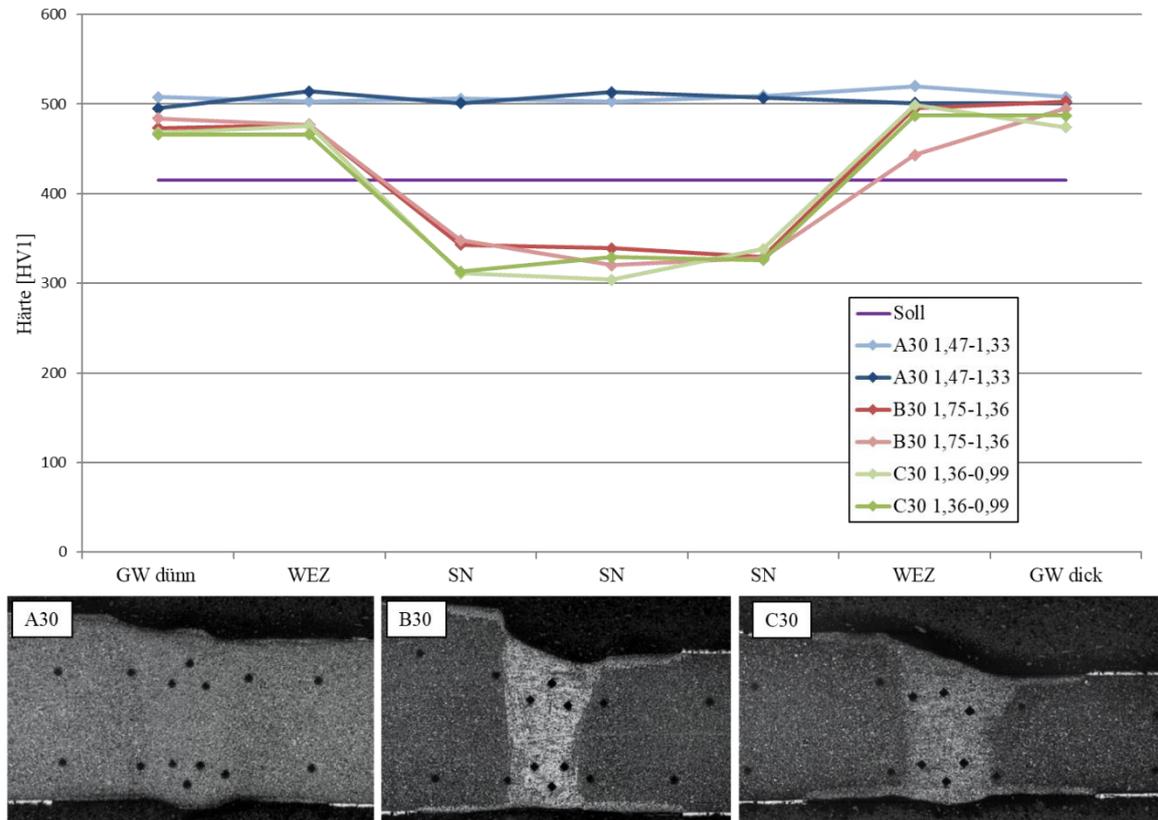


Abbildung 40: Härtemessung und metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 2 (900 °C - 13 Sekunden Transfer - 6 mm Offset)

Die weitere Erhöhung auf 920 °C führt zu einer Blecheinlegetemperatur von über 700 °C und einer durchschnittlichen Abkühlrate von 38,13 K/s. Sowohl bei diesem Parametersatz als auch bei noch weiterer Erhöhung auf 940 °C wird ein Härteeinfall für alle drei Dickenkombinationen vermieden (vgl. Abbildung 41). Allerdings versagten noch ca. 50 % der Zugproben bei Temperaturen größer 900 °C und einer Transferzeit von 13 Sekunden in der Schweißnaht.

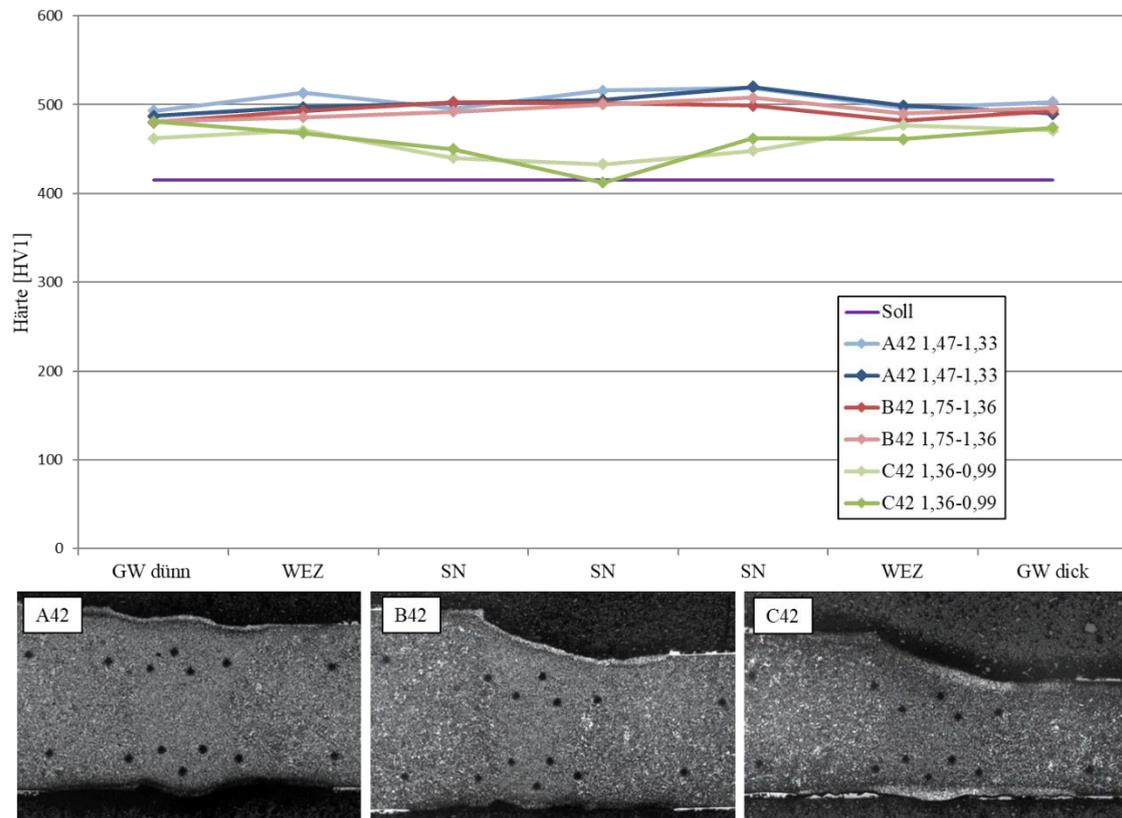


Abbildung 41: Härtemessung und metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 4 (940 °C - 13 Sekunden Transfer - 6 mm Offset)

Stahlhersteller empfehlen eine Wärmebehandlung bei einer Ofentemperatur von mindestens 920 °C und einer Transferzeit unter 10 Sekunden. Bei den Parametersätzen 9 und 10 wurde zu der Ofentemperatur von 920 °C eine Transferzeit von 7 Sekunden gewählt. Die Thermoelementmessungen ergaben Blecheinlegetemperaturen zwischen 710 und 770 °C bei durchschnittlichen Abkühlraten zwischen 51,36 und 108,78 K/s. Bei keiner Probe dieses Parametersatzes konnte ein Härteeinfall im Schweißgefüge festgestellt werden. Beispielfhaft werden in Abbildung 42 der Härteverlauf der Probe 36 und in Abbildung 43 eine metallurgische Analyse gezeigt. Bei dieser Parametereinstellung liegt auch im Schweißgut kein ferritisches sondern martensitisches Gefüge vor.

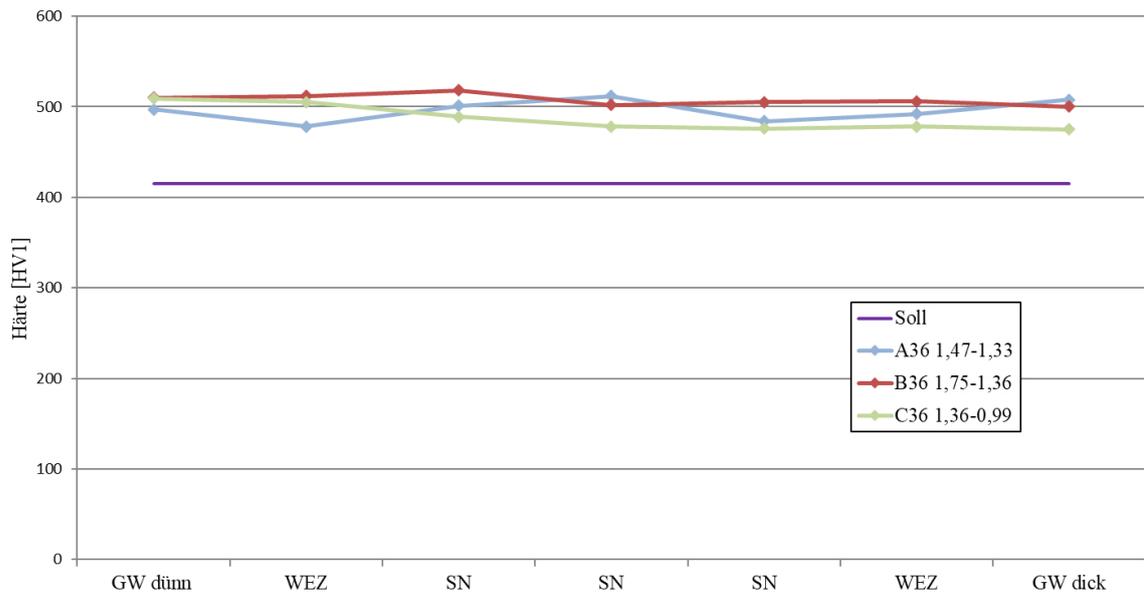


Abbildung 42: Härtemessung an Proben des Parametersatz 10 (920 °C - 7 Sekunden Transfer - 6 mm Offset)

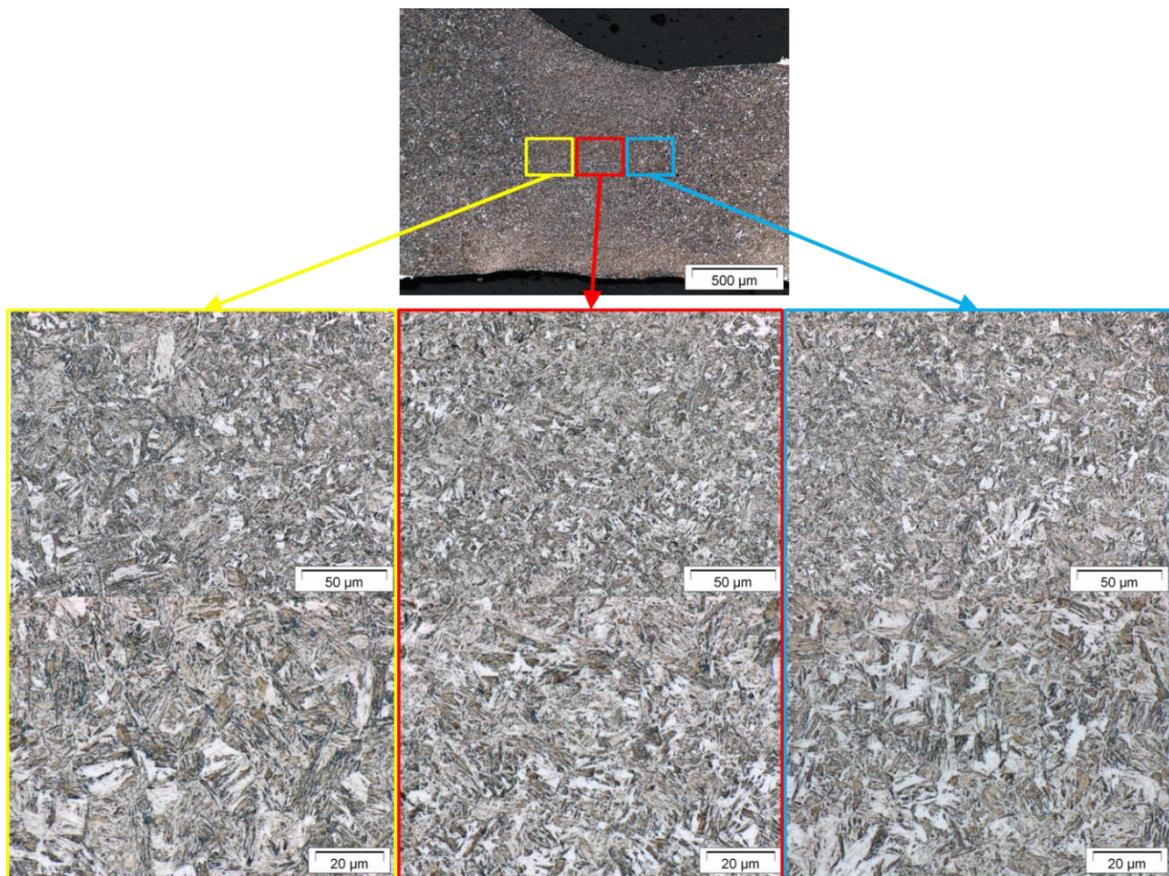


Abbildung 43: Metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 9 (920 °C - 7 Sekunden Transfer - 6 mm Offset)

Bei 13 Zugversuchen an Proben, die bei einer Ofentemperatur von 920 °C und einer Transferzeit von 7 Sekunden gehärtet wurden, gab es nur drei Zugproben, die in der Schweißnaht versagten. 5 von 11 Zugproben, die bei einer Ofentemperatur größer oder gleich 900 °C und einer Transferzeit von 13 Sekunden gehärtet wurden, versagten in der Schweißnaht.

Die Untersuchungen dieser Arbeit haben gezeigt, dass es bei der Warmumformung von Tailor Welded Blanks wie in Abschnitt 2.3.1 beschrieben zu einem Härteabfall in der Schweißnaht kommen kann. Mögliche Gründe für die schlechtere Härtebarkeit des Schweißgefüges im Vergleich zum Gefüge des Grundwerkstoffes sind das deutlich feinere Gefüge, eventuelle Aluminumeinspülungen aufgrund eines unvollständigen Entschichtungsprozesses sowie die Abkühlbedingungen im Umformwerkzeug, die im Bereich der Schweißnaht wie in Abschnitt 4.2 beschrieben aufgrund von Werkzeugsegmentierung und Dickensprungoffset unvollkommen sein können. Der Einfluss einer Fehleinlage des Dickensprungs konnte nachgewiesen werden, stellt aber bei diesen Dickenkombinationen nicht die entscheidende Einflussgröße dar.

Der Einfluss der Fehleinlage steigt mit Vergrößerung der Blechdicken und Dickensprünge. Zum einen wird bei dickeren Blechen mehr Wärme gespeichert, die über das Werkzeug abgeführt werden muss, zum anderen steigt das eingeschlossene Luftvolumen. Beides verschlechtert die Abkühlung im Bereich der Schweißnaht. Deutlich wird dies bei Thermoelementmessungen bei einer Blechdickenkombination von 2,9 an 1,5 mm und einer Fehleinlage von 6 mm. In Abbildung 44 erkennt man, dass das dicke Blech bei Transfer an Luft am langsamsten abkühlt. Das dünne Blech verliert am schnellsten an Temperatur. Nach Schließen des Werkzeugs kühlt der Bereich der Schweißnaht allerdings aufgrund mangelnden Formschlusses deutlich langsamer ab als das dicke Blech. Bei den beiden Grundwerkstoffen wird 15 bzw. 16 Sekunden nach Entnahme aus dem Ofen eine Temperatur von unter 400 °C erzielt, bei der Schweißnaht dauert dies 20 Sekunden. Anhand der Abkühlkurve der Schweißnaht lässt sich eine Gefügeumwandlung in Ferrit vor Erreichen von 400 °C vermuten.

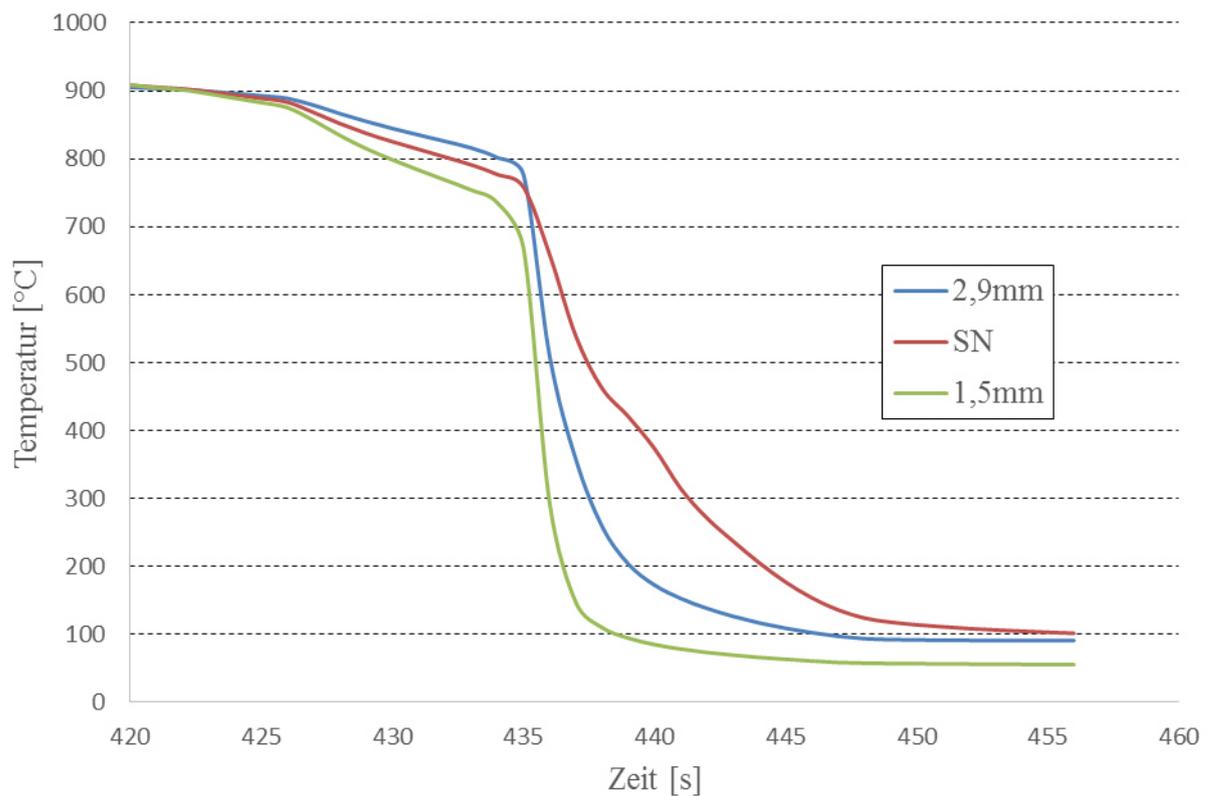


Abbildung 44: Temperaturverlauf einer Probe mit größerer Blechstärke und Dickensprung in den Bereichen 2,9 mm Blech / Schweißnaht / 1,5 mm Blech (930 °C Ofentemperatur, ca. 7 Sekunden Transferzeit, 6 mm Fehleinlage)

Eine höhere Bedeutung kommt bei dünneren Blechkombinationen aber der Blechtemperatur bei Einlegen der Platine in das Umformwerkzeug zu. Diese Temperatur resultiert aus der Ofentemperatur und der Transferzeit von Ofen zu Werkzeug. Sie hat entscheidenden Einfluss auf die Abkühlrate. Die Ergebnisse haben gezeigt, dass bei einer Blecheinlegetemperatur größer 700 °C kein Härteabfall im Schweißgefüge eintritt. Diese Temperatur wurde auch schon in Abschnitt 2.2.3 als empfohlene Mindesttemperatur genannt. Beginnt das Abschrecken bei einer Temperatur größer als 700 °C, so ist auch die durchschnittliche Abkühlrate größer als 38 K/s. CRE 11 nennt eine kritische Abkühlrate von 35 K/s (vgl. Abschnitt 2.3.2.2), was damit auch in dieser Untersuchung bestätigt werden kann.

Die Untersuchungen zeigten auch, dass die Zugfestigkeit analog der Härtewerte von Einlegetemperatur und Abkühlrate abhängt. Je höher die Zugfestigkeit ist, desto höher ist auch die Wahrscheinlichkeit, dass die Zugprobe nicht in der Schweißnaht versagt. Ein gehäuftes Versagen der Zugprobe in der Schweißnaht kann bei konventionell geschweißten Tailor Welded Blanks nur durch eine geeignete Prozessführung vermieden werden. Als Ergebnis dieser Arbeit ist eine Ofentemperatur größer 920 °C und eine Transferzeit kleiner 10 Sekunden notwendig.

Ein Einfluss durch Veränderung der Zuhaltezeit konnte nicht nachgewiesen werden. Tabelle 11 gibt eine Übersicht der Untersuchungsergebnisse.

Tabelle 11: Übersicht Untersuchungsergebnisse

Nr	Dicken	Parameter	T Ofen [°C]	Transfer [s]	Offset [mm]	CR8/5 (SN) [K/s]	T(SN) bei Umformbeginn [°C]	Härteeinfall?	Zugfestigkeit [MPa]	Bruch	Anzahl Zugproben
D1	1,47-1,33	9	920	7	6	51,36	730	n	1524	GW / SN	2
E2	1,75-1,36	9	920	7	6	108,78	770	n	1470	GW	2
F2	1,36-0,99	9	920	7	6	64,13	737	n	1411	GW	2
36	1,47-1,33	10	920	7	6			n	1534	SN	1
36	1,75-1,36	10	920	7	6			n	1420	GW	1
36	1,36-0,99	10	920	7	6			n	1413	GW	1
D2	1,47-1,33		920	7	2	67,03	723		1542	GW	2
F1	1,36-0,99		920	7	2	53,08	710		1396	GW / SN	2
42	1,47-1,33	4	940	13	6			n	1521	GW	1
42	1,75-1,36	4	940	13	6			n	1433	GW	1
42	1,36-0,99	4	940	13	6			n	1392	SN	1
33	1,47-1,33	3	920	13	6				1541	SN	1
33	1,75-1,36	3	920	13	6				1460	GW	1
33	1,36-0,99	3	920	13	6				1315	SN	1
E1	1,75-1,36	3	920	13	6	38,13	703	n	1460	GW	2
30	1,47-1,33	2	900	13	6			n	1546	GW	1
30	1,75-1,36	2	900	13	6			j	1378	SN	1
30	1,36-0,99	2	900	13	6			j	1276	SN	1
12	1,47-1,33	7	870	7	6				1536	SN	1
12	1,75-1,36	7	870	7	6				1457	GW	1
12	1,36-0,99	7	870	7	6				1415	SN	1
9	1,47-1,33	6	870	9	6			n	1524	SN	1
9	1,75-1,36	6	870	9	6			j	1390	SN	1
9	1,36-0,99	6	870	9	6			j	1284	SN	1
F3	1,36-0,99		870	10	2	30,28	676	Fehler bei der Durchführung			
6	1,47-1,33	5	870	11	6			n	1420	SN	1
6	1,75-1,36	5	870	11	6			j	1406	SN	1
6	1,36-0,99	5	870	11	6			j	1212	SN	1
21	1,47-1,33	12	870	13	4			n	1395	SN	1
21	1,75-1,36	12	870	13	4			n	1413	SN	1
21	1,36-0,99	12	870	13	4			j	1112	SN	1
18	1,47-1,33	11	870	13	2			n	1493	SN	1
18	1,75-1,36	11	870	13	2			j	1411	SN	1
18	1,36-0,99	11	870	13	2			j	1197	SN	1
D3	1,47-1,33	11	870	13	2	27,94	669	j	1328	SN	2
E3	1,75-1,36	11	870	13	2	26,19	689	j	1411	SN	2
E5	1,75-1,36	11	870	13	2	24,56	659	j	1283	SN	2
F5	1,36-0,99	11	870	13	2			Problem beim Härten			
3	1,47-1,33	1	870	13	6			j	1384	SN	1
3	1,75-1,36	1	870	13	6			j	1281	SN	1
3	1,36-0,99	1	870	13	6			j	1012	SN	1
E4	1,75-1,36	1	870	13	6	34,44	690	n	1438	SN	1
E4	1,75-1,36	1	870	13	6			j	1281	SN	1
D4	1,47-1,33	1	870	13	6	26,84	667	j	1348	SN	1
D4	1,47-1,33	1	870	13	6			j	1404	SN	1
F4	1,36-0,99	1	870	13	6	20,53	645	j	1139	SN	1
F4	1,36-0,99	1	870	13	6			j	1012	SN	1
24	1,47-1,33	13	870	13	8			n	1426	SN	1
24	1,75-1,36	13	870	13	8			j	1324	SN	1
24	1,36-0,99	13	870	13	8			j	1129	SN	1
15	1,47-1,33	8	870	15	6				1369	SN	1
15	1,75-1,36	8	870	15	6				1357	GW	1
15	1,36-0,99	8	870	15	6				1145	SN	1

## 5 Entwicklung eines Schweißverfahrens zur Erweiterung der Prozessgrenzen

Das vorige Kapitel hat gezeigt, dass das Härten des Schweißgefüges bei artgleichen Tailor Welded Blanks in der Warmumformung aufgrund verschiedener Einflussgrößen anspruchsvoller ist als das Härten des Grundwerkstoffes. Dies führt zu einer ungewünschten Verkleinerung des Warmform-Prozessfensters. Dieses Kapitel stellt die Entwicklung eines Schweißverfahrens vor, mit dessen Hilfe diese Einschränkung vermieden wird.

### 5.1 Frühere Untersuchungen

Erste Untersuchungen zielten ab auf die feinere Gefügestruktur der Schweißnaht, die wie in Abschnitt 2.3.2.2 beschrieben zu einer Einschnürung des Austenitgebietes führt und daher höhere Abkühlraten erforderlich macht. Die Idee war, durch eine Erhöhung der Streckenenergie die Austenitkorngröße zu erhöhen. Tatsächlich zeigte sich in Laborversuchen eine inhomogene Verteilung von Mangan und Kohlenstoff im Schweißgefüge, was später zu einem Härteabfall führte. Diese Beobachtung konnte jedoch an Serienschweißanlagen nicht bestätigt werden (vgl. BRA 11b). Auch in weiteren Versuchen konnte die Korngröße auf Serienschweißanlagen weder durch Veränderung der Streckenenergie noch durch die Auswahl verschiedener Lasertypen (z.B. CO<sub>2</sub>- oder Festkörper-Laser) oder eine Nahtumfelderwärmung beeinflusst werden.

BER 03 beschreibt die Möglichkeit, durch Mehrfachüberschweißen ein homogeneres Schweißnahtgefüge zu erzielen und eventuell von der Beschichtung eingetragene Aluminiumanteile besser zu vermischen. Weiterhin wird die Möglichkeit zur Steigerung der Festigkeit durch Entstehung von Mischkristallen genannt. Beides konnte in eigenen Untersuchungen nicht bestätigt werden, da die Beschichtung vor dem Schweißprozess einwandfrei entfernt wurde, trotz Mehrfachschiessen aber trotzdem das Phänomen des Härteeinfalls beobachtet wurde. Zu dem gleichen Ergebnis kam Ganzer, der zwar eine Homogenisierung des Gefüges durch bessere Verteilung von Aluminiumanteilen beobachten konnte, aber auch weiterhin den Abfall der Härte [GAN 08].

Ein weiterer Ansatz ist die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes im Schweißgut durch den Einsatz von Zusatzwerkstoff [BRA 10, BRA 11b, BRA 11c, CRE 11, CRE 12]. Dieser Ansatz konnte erfolgreich umgesetzt werden, jedoch hat die im Vergleich zum Grundwerkstoff überhöhte Härte auch eine Reduktion der Duktilität zur Folge. Die exakte Dosierung des eingebrachten Kohlenstoffs, um im Schweißgefüge die gleiche Härte wie die des Grundwerkstoffes zu erzielen, gestaltet sich bisweilen als sehr schwierig. Weiterhin zeigte sich das Einbringen von Kohlenstoff mittels Zusatzdraht in eigenen Untersuchungen als problematisch. Zusatz-

drähte mit einem ausreichend hohen Kohlenstoffgehalt waren auf dem Markt schwer erhältlich, da ein sehr hoher Gehalt zu einem spröden, schlecht zu verarbeitenden Draht führt.

Vielversprechender ist das in der Patentschrift WO 2012007664 A1 beschriebene Verfahren, bei dem mittels Zusatzdraht beim Laser-Lichtbogen-Hybridschweißen mindestens 3 Gewichtsprozent an austenitstabilisierenden Elementen wie Kohlenstoff, Mangan, Nickel und Stickstoff der Schmelze zugeführt werden. [BRI 11]

Erste Vorversuche mit diesem Verfahren waren vielversprechend, jedoch zeigte sich der Prozess als relativ langsam gegenüber dem konventionellen Laserstrahlschweißen. Die erreichbare Schweißgeschwindigkeit lag ca. 50 % unter der des herkömmlichen Prozesses, was die Wirtschaftlichkeit des hybriden Prozesses in Frage stellte. Ein weiterer Nachteil dieses Verfahrens zeigte sich bei der Analyse der Nahtgeometrie. Im Vergleich zu Laserschweißnähten bildet sich beim Laser-Lichtbogen-Hybrid-Verfahren eine signifikante Naht- und Wurzelüberhöhung aus.

Aufgrund der höheren Produktivität und der Anforderungen der automobilen Kunden, dass die Naht- bzw. Wurzelüberhöhung nicht größer sein darf als 10 % des dünneren Bleches der jeweiligen Blechkombination, war das Ziel dieser Arbeit, einen Laserstrahlschweißprozess zu entwickeln, der durch Zulegieren einerseits die Eigenschaften der Schweißnaht analog der Patentschrift verbessert, zum anderen aber auf einen zusätzlichen Lichtbogenprozess verzichten kann.

## 5.2 Theoretischer Ansatz

Dilthey und Schulze beschreiben die Möglichkeit, neben Kohlenstoff weitere Legierungselemente zur Beeinflussung des Umwandlungsverhaltens zu nutzen. Durch Zugabe von Legierungselementen wie Mn, Ni, Cr oder Mo wird die Diffusion behindert und die Umwandlung zu längeren Zeiten verschoben. Im ZTU-Diagramm verschieben sich dadurch die Ferrit-, Perlit- und Bainitstufe nach rechts. So setzt die Martensitumwandlung erst bei niedrigeren Temperaturen ein [DIL 05, SCH 10]. Abbildung 45 zeigt den Einfluss der verschiedenen Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten von Stählen im schematischen ZTU-Diagramm, Abbildung 46 konkret im ZTU-Schaubild des MBW<sup>®</sup>1500.

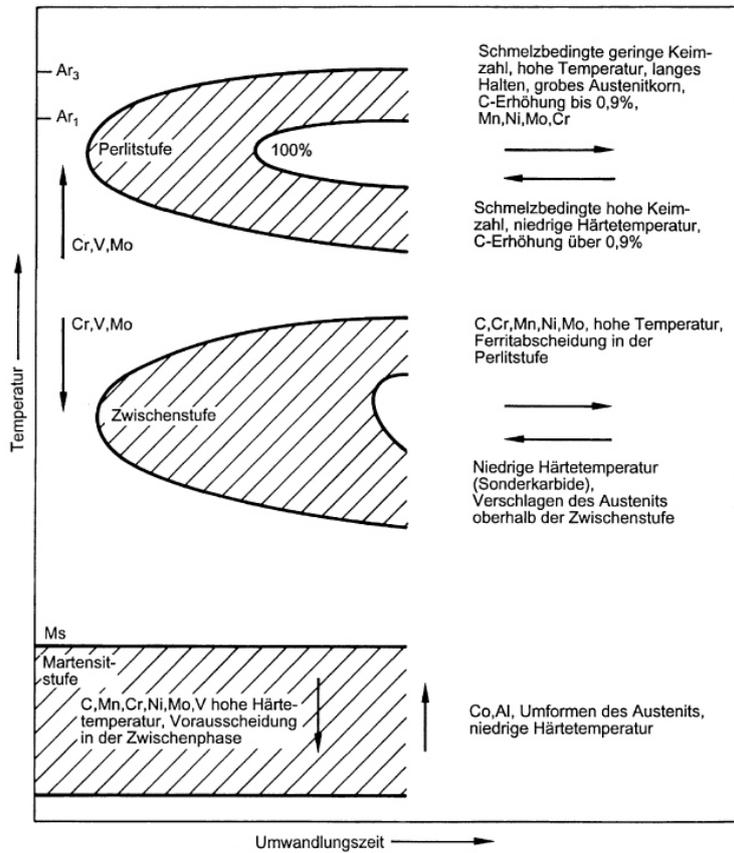


Abbildung 45: Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten der Stähle [DIL 05]

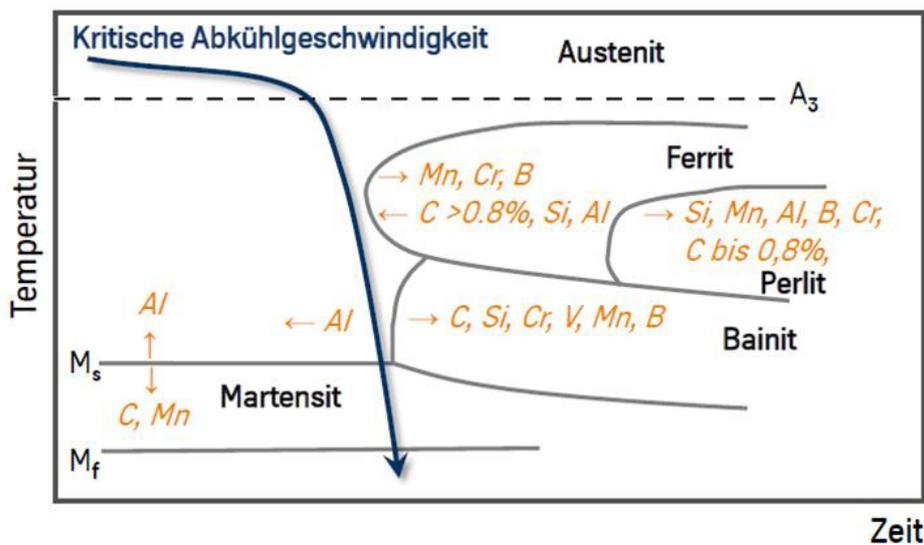


Abbildung 46: Schematischer Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten des Austenits im ZTU-Diagramm [THY 13]

Silicium, Chrom und Mangan verbessern die Härbarkeit durch Absenken der kritischen Abkühlgeschwindigkeit. Auch Molybdän und Nickel steigern die Härbarkeit. Nickel, Chrom und Mangan steigern zudem die Zugfestigkeit, ohne dabei die Zähigkeit zu verschlechtern. [DIL 05]

Tabelle 12 zeigt die Zusammensetzung des am Markt erhältlichen Drahtes Union X90 im Vergleich zur gemessenen chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffs MBW®1500. Diese eingesetzte Massivdrahtelektrode wird auch zum Schweißen von vergüteten und thermomechanisch behandelten Feinkornbaustählen genutzt. Während der Schweißzusatz einen deutlich niedrigeren Kohlenstoffgehalt aufweist, zeigt er einen stark erhöhten Anteil der vorher erwähnten Legierungselemente Si, Mn, Cr, Mo und Ni. Aufgrund der Vorgabe, eine Naht- und Wurzelüberhöhung deutlich kleiner als beim Laser-Lichtbogen-Hybridschweißen zu erhalten, ist das Schweißen mit Spalt zwischen den Fügepartnern notwendig, den der aufgeschmolzene Schweißdraht auffüllt. Andernfalls käme es entweder zu einer Nahtüberhöhung, oder das eingebrachte Zusatzdrahtvolumen wäre sehr gering. Dieser Spalt hilft außerdem bei der Führung des Drahtes.

Über eine theoretische Betrachtung wurde die Zusammensetzung des Schweißgutes ermittelt. Dabei werden Nahtimperfectionen wie Überhöhung oder Einfall vernachlässigt und eine vollkommen homogene Durchmischung der Schmelze angenommen. Die Berechnung ergibt sich durch folgende Formeln:

$$m\%_{i,SG} = m\%_{i,MBW@1500} + m\%_{i,Draht}$$

$$m\%_{i,MBW@1500} = m\%_{i,MBW@1500,GW} \times \frac{m_{MBW@1500}}{m_{MBW@1500} + m_{Draht}}$$

$$m\%_{i,Draht} = m\%_{i,Draht,GW} \times \frac{m_{Draht}}{m_{MBW@1500} + m_{Draht}}$$

$$m_{MBW@1500} = t_{Mittel} \times (B_{Naht} - B_{Spalt}) \times L_{Naht} \times \rho_{Stahl}$$

$$m_{Draht} = \pi \times \left(\frac{d_{Draht}}{2}\right)^2 \times \frac{v_D}{v_S} \times L_{Naht} \times \rho_{Stahl}$$

Die einzelnen Größen sind:

$m\%_{i,SG}$  Massenanteil einzelner Elemente im Schweißgut

$m\%_{i,MBW@1500}$  Massenanteil einzelner Elemente des Grundwerkstoffs im Schweißgut

$m\%_{i,Draht}$  Massenanteil einzelner Elemente des Zusatzwerkstoffs im Schweißgut

$m\%_{i,MBW\textcircled{R}1500, GW}$	Massenanteil einzelner Elemente im Grundwerkstoff
$m_{MBW\textcircled{R}1500}$	Masse aufgeschmolzener Grundwerkstoff
$m_{Draht}$	Masse aufgeschmolzener Zusatzwerkstoff
$m\%_{i,Draht, GW}$	Massenanteil einzelner Elemente im Schweißdraht
$t_{Mittel}$	Mittlere Blechdicke der Fügepartner [mm]
$B_{Naht}$	Nahtbreite [mm]
$B_{Spalt}$	Spaltbreite [mm]
$L_{Naht}$	Nahtlänge [mm] (hier immer mit 1 mm angenommen)
$\rho_{Stahl}$	Dichte Stahl [g/mm <sup>3</sup> ]
$d_{Draht}$	Drahtdurchmesser [mm]
$v_D$	Drahtvorschubgeschwindigkeit [m/min]
$v_S$	Schweißgeschwindigkeit [m/min]

In Tabelle 12 werden die ermittelten Werte für eine Blechdickenkombination von 1,5 an 1,2 mm, einem Drahtdurchmesser von 1 mm, einer Nahtbreite von 1,2 mm, einem Spalt zwischen den Fügepartnern von 0,2 mm und einem Vorschubverhältnis ( $\frac{v_D}{v_S}$ ) von 0,8 aufgezeigt. Mit der theoretischen Annäherung ergibt sich ein leicht reduzierter Kohlenstoffgehalt im Schweißgut, demgegenüber aber eine leichte Erhöhung der Legierungsbestandteile von Si, Mn und Cr sowie eine starke Erhöhung bei Mo und vor allem Ni.

Tabelle 12: Vergleich der chemischen Zusammensetzung des ausgewählten Zusatzdrahtes mit dem Grundwerkstoff MBW<sup>®</sup>1500

[Ma.-%]	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
MBW <sup>®</sup> 1500 (gemessen)	0,23	0,3	1,28	0,114	0,003	0,016
Union X90 (Datenblatt Hersteller)	0,1	0,8	1,8	0,35	0,6	2,3
Schweißgut (theoretisch ermittelt)	0,189	0,459	1,445	0,189	0,193	0,741

### 5.3 Versuchsplanung und -durchführung

Für die Schweißversuche mit Zusatzdraht wurde eine Vorrichtung konstruiert, die den Zusatzdraht durch eine Düse schleppend dem Schweißprozess zuführt. Ergänzt wurde die Vorrichtung durch 3 Abblasdüsen, die eventuelle Verschmutzungen der Zusatzdrahtdüse durch Pressluft zwischen den Schweißprozessen entfernen. Der dadurch reduzierte Bauraum erforderte die Konstruktion einer neuen Schweißgasabsaugung. Ebenso wurde ein neues sogenanntes z-Stück konstruiert. Dieses z-Stück führt die beiden Fügepartner wenige Millimeter vor dem Schweißprozess auf Stoß zusammen. Für den neuen Prozess mit Zusatzdraht wurde das z-Stück so abgeändert, dass ein konstanter Spalt von 0,2 mm erreicht wird. Abbildung 47 zeigt den Versuchsaufbau in einer Serienschweißanlage. Aufgrund der Verfügbarkeit wurden für die verschiedenen Versuchsreihen teils CO<sub>2</sub>-, teils Scheibenlaser eingesetzt. Über die Drahtdüse, das so genannte Kontaktrohr ist es möglich, den Draht mit Strom konduktiv zu erhitzen. Dieser Heißdrahtprozess ermöglicht höhere Schweißgeschwindigkeiten, da weniger Laserenergie zum Aufschmelzen des Drahtes notwendig ist. Vor allem aber erhöht dies die Prozessstabilität beim Laserstrahlschweißen mit Zusatzdraht.

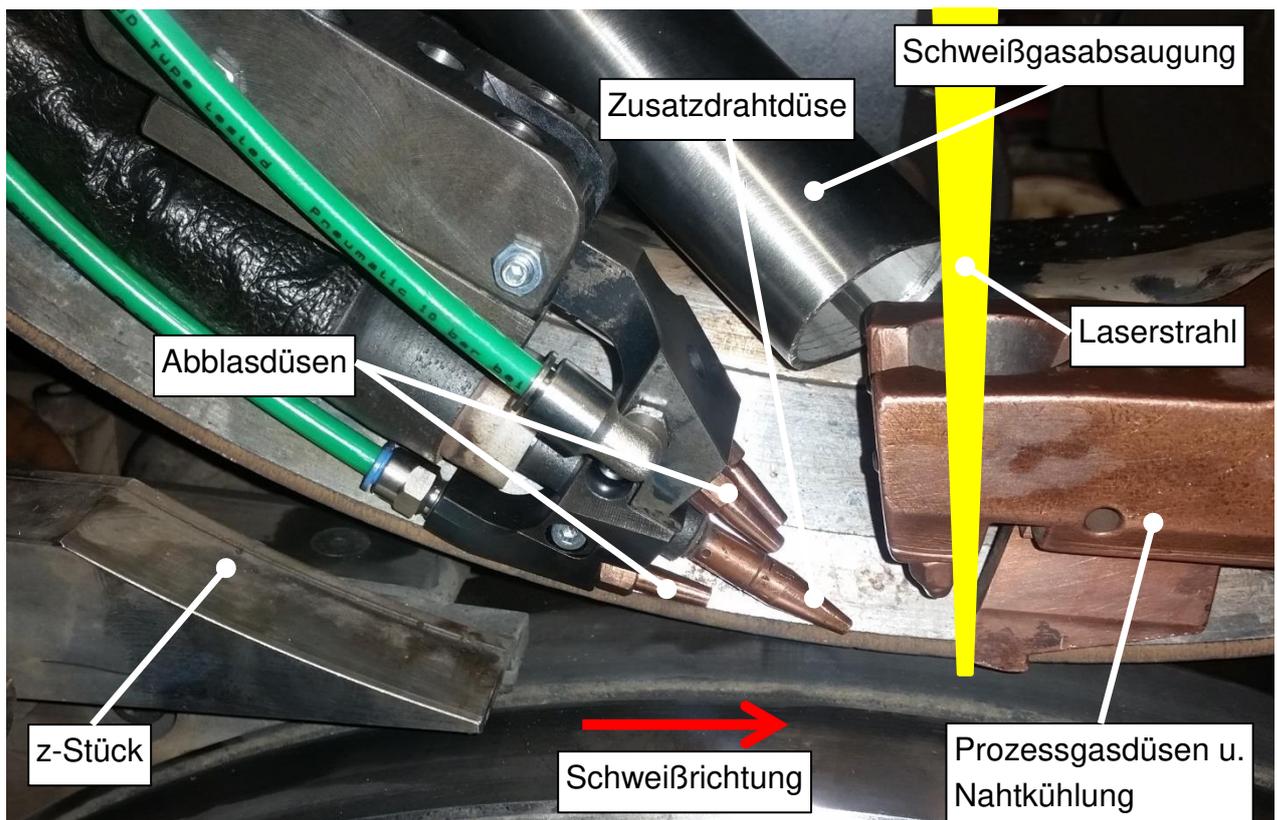


Abbildung 47: Versuchsaufbau in Serienschweißanlage

Folgende Versuchsreihen, bei denen jeweils der Schweißzusatz aus Tabelle 12 eingesetzt wurde, wurden durchgeführt:

### 5.3.1 Vergleich von drei verschiedenen Schweißprozessen

In der ersten Versuchsreihe sollten drei Schweißprozesse, konventionelles Laserstrahlschweißen, Laserstrahlschweißen mit Zusatzdraht und Laser-Lichtbogen-Hybridschweißen miteinander verglichen werden. Die gewählte Dickenkombination von 2,9 an 2,4 mm entspricht der Dickenkombination, bei der das Phänomen des Härteabfalls zum ersten Mal aufgetreten ist. Bei den Versuchen wurde die Fehleinlage des Dickensprungs im Werkzeug zwischen 0 und 12 mm variiert.

Tabelle 13 fasst die entscheidenden Schweißparameter der Versuche zusammen. Die Schweißgeschwindigkeit beim Laserstrahlschweißen mit Zusatzdraht wurde zum besseren Vergleich analog zur maximalen Geschwindigkeit des hybriden Verfahrens gewählt. Beim konventionellen Prozess musste die Geschwindigkeit jedoch aus Prozessgründen erhöht werden. Um jeweils einen stabilen Prozess einzustellen, waren bei den beiden Verfahren mit Zusatzdraht deutlich unterschiedliche Drahtvorschubgeschwindigkeiten notwendig.

Tabelle 13: Schweißparameter

	Laserstrahlschweißen konventionell	Laserstrahlschweißen mit Zusatzdraht	Laser-Lichtbogen- Hybridschweißen
Lasertyp	CO <sub>2</sub> -Laser	Scheibenlaser	Scheibenlaser
Laserleistung [kW]	8,0	8,0	8,0
Schweißgeschwin- digkeit [m/min]	5,0	3,9	3,9
Drahtvorschub [m/min]	n/a	3,3	6,0

Die jeweils fünf geschweißten Platinen wurden nach Wärmebehandlung im Kammerofen (925 °C, 6 min Ofenliegezeit, ~8 sec. Transferzeit) im Plattenwerkzeug gehärtet. Anschließend wurden je Platine zwei Härtemessreihen ermittelt und jeweils ein Zugversuch durchgeführt.

### 5.3.2 Ermittlung des Einflusses der Zusatzdrahtmenge

Die Ermittlung des Einflusses der in das Schweißgut eingebrachten Zusatzdrahtmenge war Ziel der zweiten Versuchsreihe. Auch hier wurde die Dickenkombination der ersten Ver-

suchsreihe gewählt. 3 Bleche je Parametersatz wurden mit einem CO<sub>2</sub>-Laser und 8 kW Laserleistung geschweißt. Die verschiedenen Parametersätze sind Tabelle 14 zu entnehmen.

Tabelle 14: Geschwindigkeitsparameter

	1	2	3	4	5	6	7	8
$v_S$ [m/min]	5,0	5,0	5,0	5,0	4,0	4,0	4,0	4,0
$v_D$ [m/min]	5,0	4,3	3,5	2,5	4,0	3,5	3,0	2,5
$v_D/v_S$	1,0	0,86	0,7	0,5	1,0	0,88	0,75	0,63

Das Härten erfolgte ebenfalls im ebenen Werkzeug (950 °C, 6 min Ofenliegezeit, ~8 sec. Transferzeit) bei einer Fehleinlage von 4 mm. Je Platine wurden zwei Härtekettens gemessen.

### 5.3.3 Überprüfung der Ergebnisse im realen Presshärtezeug

Ziel der dritten Versuchsreihe war die Überprüfung der Ergebnisse der beiden ersten Versuchsreihen mit ebendieser Blechdickenkombination in einem realen dreidimensionalen B-Säulen-Werkzeug. Um auch in diesem Werkzeug, bei dem die Anschlagpins nicht modifizierbar sind, eine Fehleinlage von bis zu 12 mm zu realisieren, wurden die Formplatinen vor dem Verschweißen mittels Laser auf verschiedene Größen zugeschnitten.

Je Fehleinlage wurden zwei Platinen mit 7,9 kW Scheibenlaserleistung bei 4,2 m/min Schweiß- und 3,0 m/min Drahtfördergeschwindigkeit gefügt.

Die Platinen wurden im 950 °C heißen Kammerofen 8 Minuten lang aufgeheizt. Anschließend fand das Härten im realen, dreidimensionalen Serienwerkzeug statt. Es wurden je Platine 3 Schliff- und 3 Zugproben an verschiedenen Positionen im Bauteil entnommen, bei denen jeweils zwei Härtekettens ermittelt wurden. Die drei verschiedenen Positionen wurden mit L, M und R bezeichnet, wobei L und R für die linke und rechte Flanke des Bauteils stehen, während M die unkritischere Stelle des Profils mit hoher Flächenpressung darstellt. (vgl. Abbildung 48)

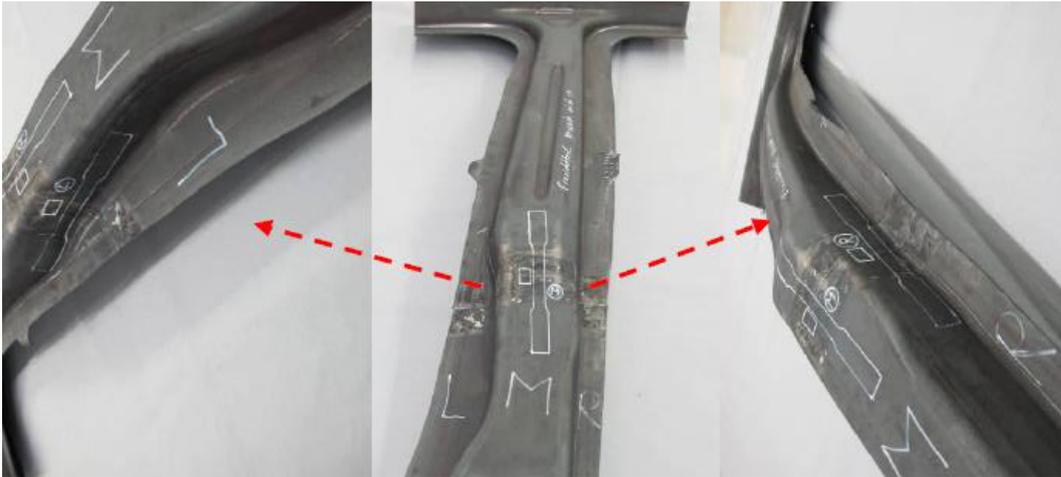


Abbildung 48: Position Probenentnahme

### 5.3.4 Überprüfung der Ergebnisse bei anderen Dickenkombinationen

In der letzten Versuchsreihe sollte der Einfluss der Drahtschweißung bei weiteren Dickenkombinationen untersucht werden. Hierzu wurden die gleichen Dickenkombinationen und die Härteparameter aus Parametersatz 1 (870 °C Ofentemperatur, 13 Sekunden Transferzeit und 6 mm Fehleinlage) wie in Abschnitt 4.4 gewählt, um einen direkten Vergleich zu ermöglichen.

Die Versuchsbleche wurden mit dem Scheibenlaser bei 7 m/min Schweißgeschwindigkeit gefügt. Aufgrund der unterschiedlichen Blechdickenkombinationen musste wegen des variablen aufzufüllenden Volumens die Drahtfördergeschwindigkeit jeweils angepasst werden. Bei der Kombination 1,75 an 1,36 mm wurde ein Drahtvorschub von 6,0 m/min ( $v_D/v_S=0,86$ ), bei 1,36 an 0,99 mm 5,0 m/min ( $v_D/v_S=0,71$ ) und bei 1,47 an 1,33 mm 5,2 m/min ( $v_D/v_S=0,74$ ) gewählt.

Wie zuvor wurden anschließend Härtemessungen und Gefügeanalysen im Querschliff sowie Zugversuche durchgeführt.

## 5.4 Ergebnisse

### 5.4.1 Vergleich von drei verschiedenen Schweißprozessen

Abbildung 49 zeigt das schon bekannte Phänomen des Härteabfalls beim konventionellen Laserstrahlschweißen bereits ab einer Fehleinlage von 2 mm. Während bei perfektem Formschluss die Härtewerte mit 460–530 HV alle über dem Mindestwert von 415 HV liegen, gibt es ab 2 mm Fehleinlage Ausreißer bis auf ca. 320 HV. Auffällig ist dabei die starke Streuung

der gemessenen Werte. Eine weitere Vergrößerung der Fehleinlage hat keine weitere Verschlechterung zur Folge.

Deutlich weniger Streuung weisen die Härtemessungen der beiden Schweißverfahren mit Zusatzdraht auf. Des Weiteren ist zu erkennen, dass die Schweißnahtstärke selbst bei einer Fehleinlage von 12 mm nie unter 420 HV abfällt. Weiterhin fällt auf, dass die Härteergebnisse für die beiden Verfahren Laserschweißen mit Zusatzdraht sowie Laser-Lichtbogen-Hybrid-Schweißen sehr ähnlich sind, obwohl bei letztgenanntem Verfahren eine deutlich höhere Menge an Zusatzwerkstoff zugeführt wird.

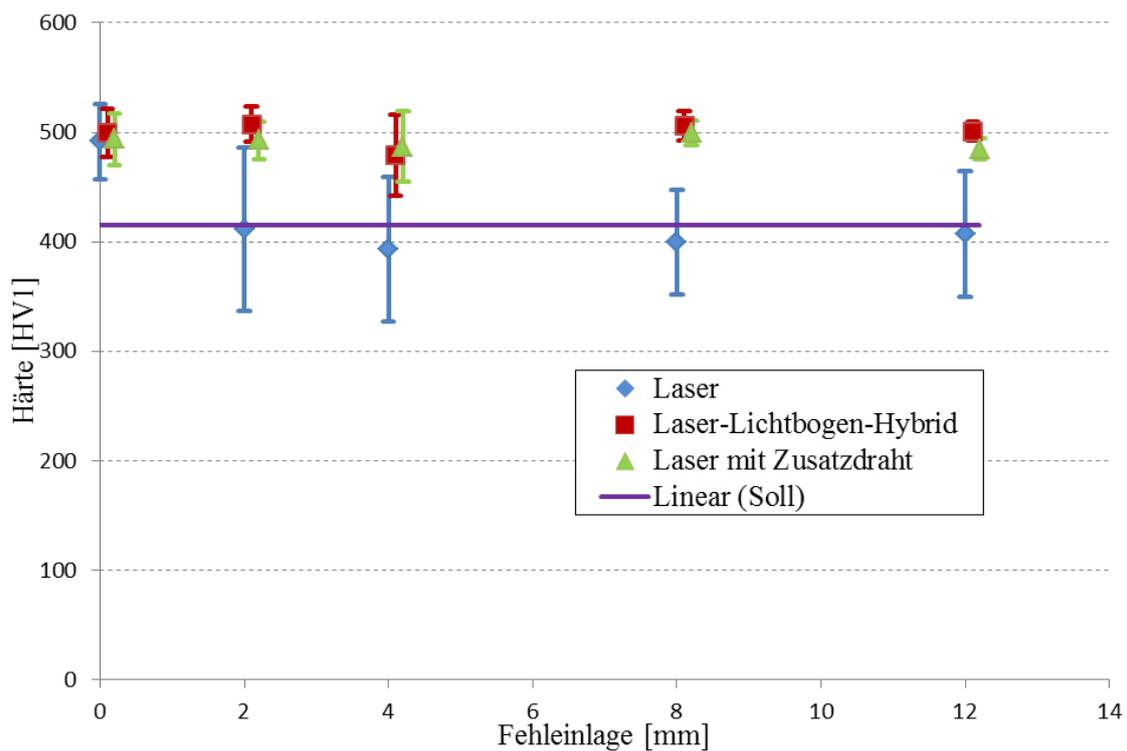


Abbildung 49: Härtemessung in der Schweißnahtmitte bei verschiedenen Schweißprozessen und Fehleinlagen

Metallographische Untersuchungen zeigen beim konventionellen Laserstrahlschweißen bei Proben mit Härteabfall analog zu Abschnitt 4.4 eine ferritisch-perlitische Gefügestruktur in der Schweißnaht bei gleichzeitig martensitischem Gefüge im Grundwerkstoff. Die beiden Verfahren mit Zusatzwerkstoff weisen auch in der Schweißnaht martensitisches Gefüge auf.

Deutlich zu erkennen ist auch die stark unterschiedlich ausgeprägte Nahtgeometrie. Das konventionelle Laserstrahlschweißen mit CO<sub>2</sub>-Laser hat eine sehr schlanke Schweißnaht zur Folge, während die beiden Verfahren mit Scheibenlaser und Zusatzdraht eine sehr breite Naht mit Überhöhungen hervorbringen. Die Überhöhungen sind in diesen Schlibbildern durch das Plattenwerkzeug beim Härten gestaucht worden. (vgl. Abbildung 50)

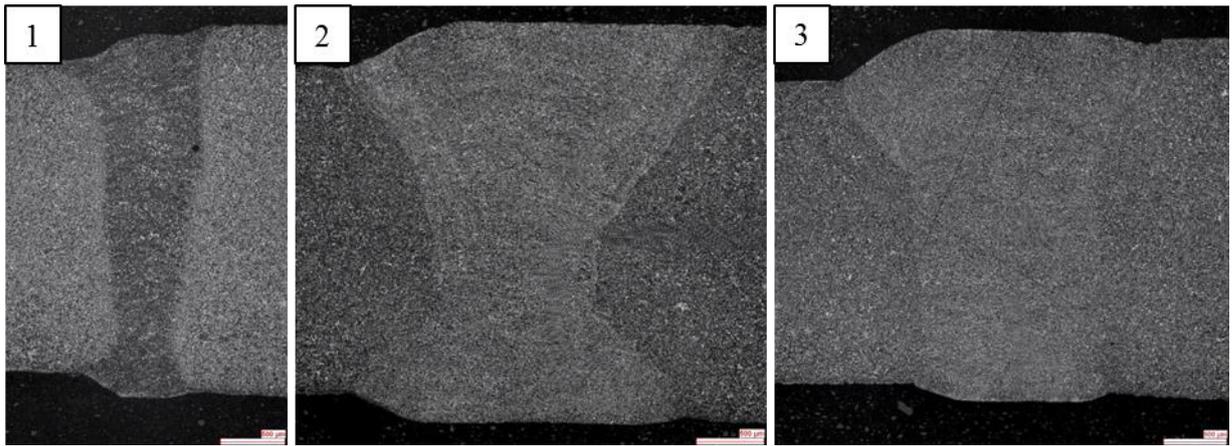


Abbildung 50: Gefügestruktur bei 8 mm Fehleinlage (1-konventionelles Laserstrahlschweißen; 2-Laserstrahlschweißen mit Zusatzdraht; 3-Laser-Lichtbogen-Hybrid-schweißen)

Ein Einfluss des Schweißverfahrens auf die Zugfestigkeit der Naht ist hingegen nicht nachweisbar. Dies kann durch die Bruchlage erklärt werden, die in diesen Versuchen fast ausschließlich im nicht vom Draht beeinflussten dünnen Grundwerkstoff lag. Das bedeutet, dass in diesem Fall nicht die Zugfestigkeit der Schweißnaht, sondern die des Grundwerkstoffs ermittelt wird. Identifiziert werden kann aber ein Abfall der Zugfestigkeit um ca. 70 MPa mit zunehmender Fehleinlage. Die reduzierte Festigkeit resultiert aus einer geringeren Härte des Grundwerkstoffes im Bruchbereich aufgrund der schlechteren Abkühlung durch mangelnden Formschluss. Die Festigkeitswerte liegen aber in allen Fällen deutlich über der Mindestanforderung von 1300 MPa. (vgl. Abbildung 51)

Bei der Bruchdehnung ist wiederum ein deutlicher Unterschied zu erkennen zwischen den Schweißungen mit und ohne Draht. Zwei Erklärungsansätze hierfür sind zum einen die durch den Zusatzdraht optimierte Nahtgeometrie oder die durch hinzugefügte Legierungselemente verbesserte Zähigkeit. (vgl. Abbildung 52)

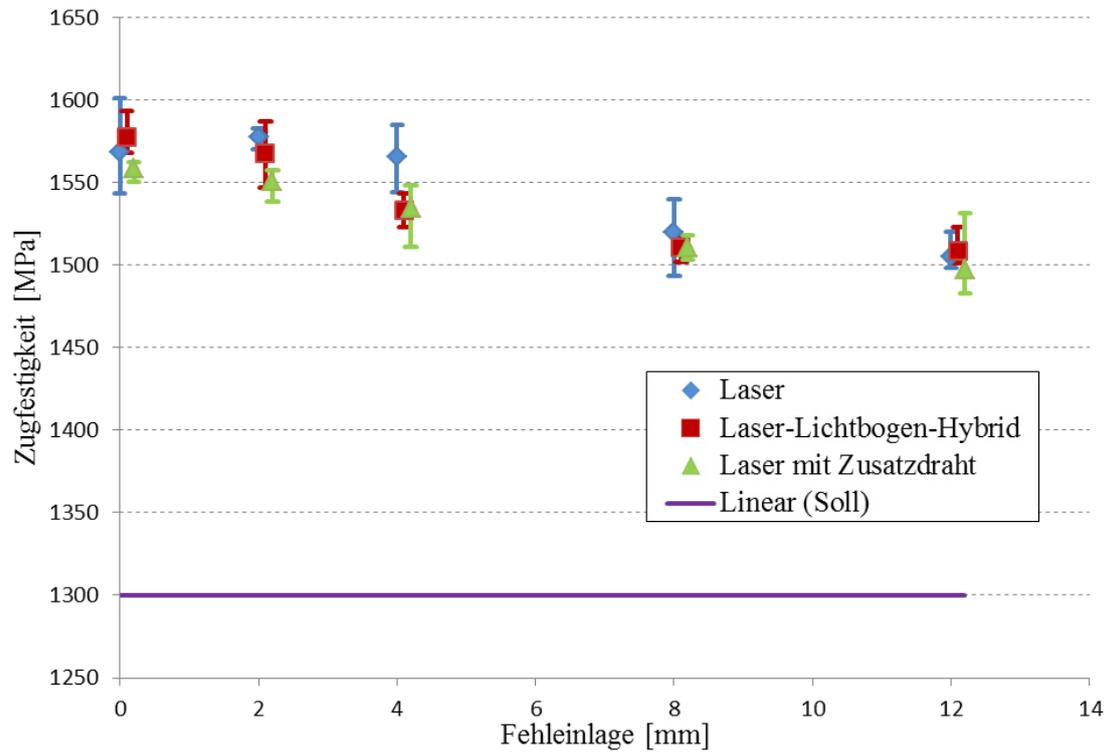


Abbildung 51: Zugfestigkeit im Zugversuch bei verschiedenen Schweißprozessen und Fehleinlagen

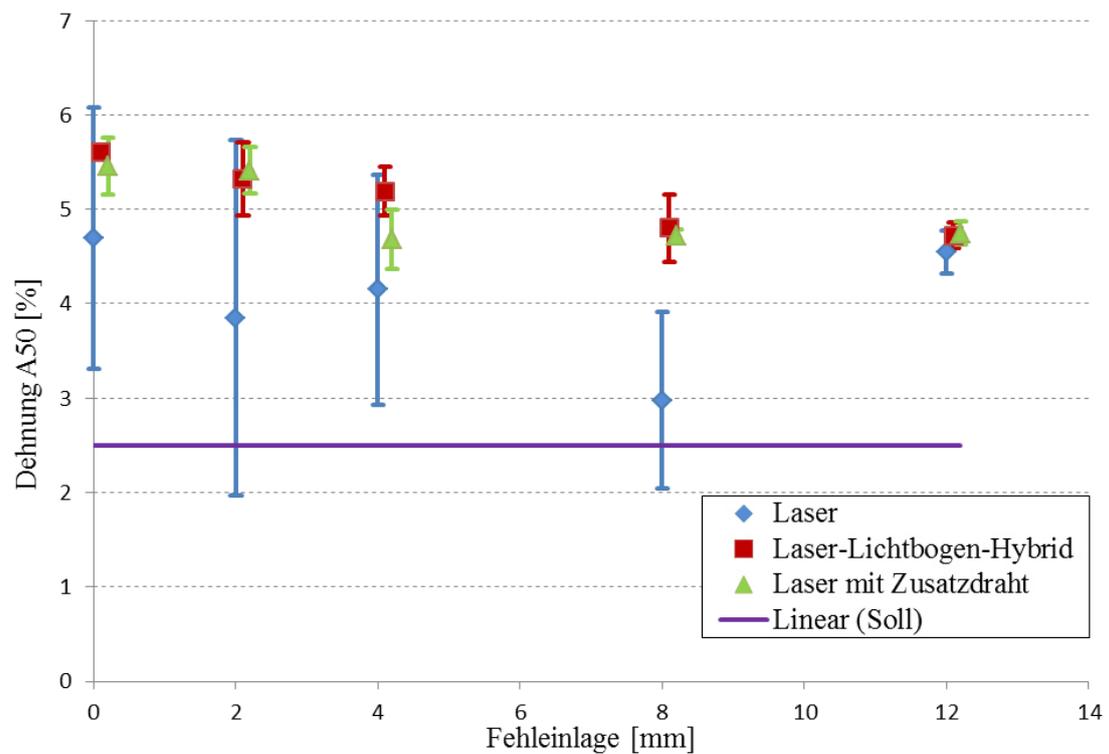


Abbildung 52: Bruchdehnung im Zugversuch bei verschiedenen Schweißprozessen und Fehleinlagen

Aufgrund der sehr ähnlichen Ergebnisse der beiden Varianten mit Zusatzdraht und den bereits vorher genannten Vorteilen des Laserschweißens mit Zusatzdraht gegenüber dem Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißens wurde ab hier lediglich der Laserstrahlprozess mit Zusatzdraht und ohne Lichtbogen weiterverfolgt.

Um das Auflegieren der Schweißnaht zu untersuchen, wurden zudem REM/EDX-Messungen durchgeführt. Abbildung 53 zeigt die Ergebnisse eines Element-Mappings bei einer mit konventionellem Laserstrahlschweißen und Zusatzdraht geschweißten Naht. Dabei geben die Prozentangaben nur Auskunft über die relative Verteilung des jeweiligen Elements innerhalb der jeweiligen Messung. Sie sind kein Maß für die absolute Zusammensetzung der Schweißnaht. Dennoch ist zu erkennen, dass die mittels Zusatzdraht eingebrachten Elemente im Bereich der Schweißnaht stärker konzentriert auftreten. Speziell bei den Elementen Molybdän und Nickel ist eine deutliche Erhöhung auszumachen. Weiterhin wird das Auflegieren der Schweißnaht bis hin zur Wurzelseite sichtbar.

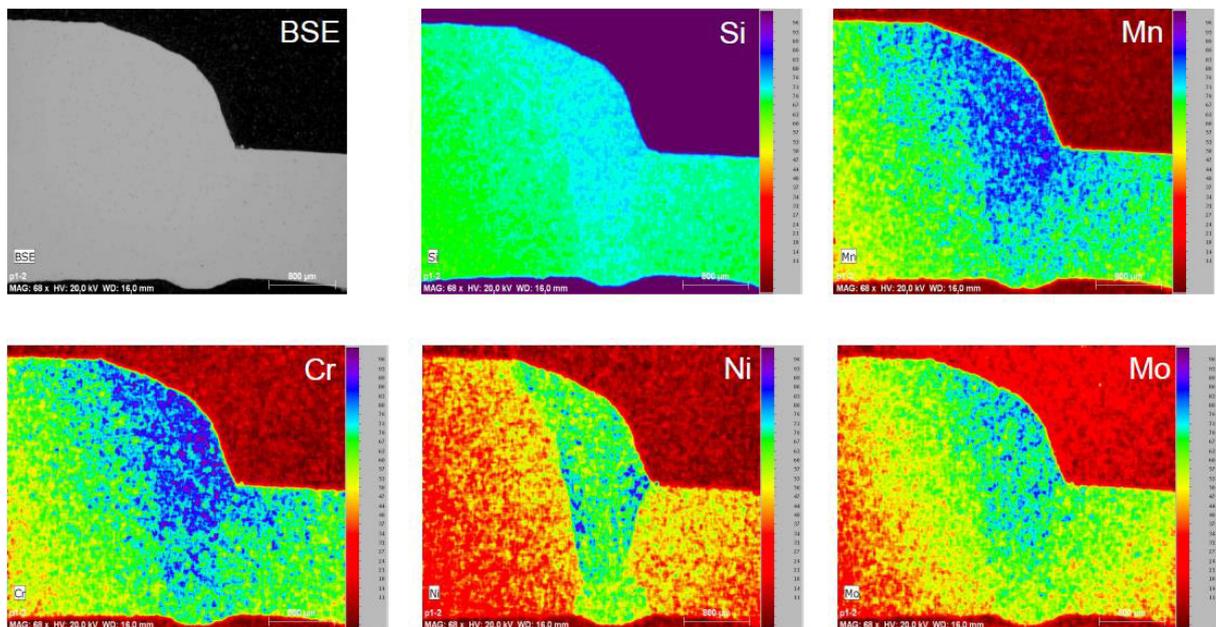


Abbildung 53: Elementverteilung in der Schweißnaht

#### 5.4.2 Ermittlung des Einflusses der Zusatzdrahtmenge

Die Ergebnisse zeigen eine Verbesserung der Härtewerte, je größer das Verhältnis von Drahtvorschubgeschwindigkeit zu Schweißgeschwindigkeit ist. Dies macht Sinn, da bei steigendem Geschwindigkeits-Verhältnis ebenfalls der Anteil eingebrachter Legierungselemente steigt. Bei dieser Blechdickenkombination und dem Versuchs-Setup mit CO<sub>2</sub>-Laser muss den Ergebnissen zufolge die Drahtgeschwindigkeit mindestens genauso hoch gewählt sein, wie die Schweißgeschwindigkeit, um in allen Fällen die erforderliche Härte größer 415 HV zu errei-

chen (vgl. Abbildung 54). Aufgrund der in Abschnitt 5.2 vorgestellten Formel ist dieses Verhältnis für jede Blechdickenkombination neu zu ermitteln.

Weiterhin fällt auf, dass die Auswahl der Laser-Quelle einen Einfluss auf die Ergebnisse hat. Bei einem Drahtförderverhältnis von 0,88 werden teilweise Härtewerte unter 415 HV erzielt, während die Ergebnisse in Versuchsreihe 1 bei vergleichbaren Parametern deutlich positiver ausgefallen sind (vgl. Tabelle 15).

Ein Erklärungsansatz für die abweichenden Ergebnisse ist der unterschiedliche Absorptionsgrad der verschiedenen Laser-Quellen beim Werkstoff Stahl. Dieser ist für den Scheibenlaser deutlich höher als für den CO<sub>2</sub>-Laser (vgl. Abbildung 4). Bei letzterem können lediglich 10 % der aufgebrachten Energie für den Schweißprozess genutzt werden. Bei einem Festkörperlaser steht dagegen mehr als ein Drittel der Energie zur Verfügung. Das bedeutet, dass zwar die eingestellten Parameter ähnlich sind, die tatsächlich eingebrachte Streckenenergie jedoch bei Versuchsreihe 1 deutlich höher liegt. Dies bedeutet wiederum, dass eine Erhöhung der Energieeinbringung eine Verbesserung der späteren Härteergebnisse zur Folge hat.

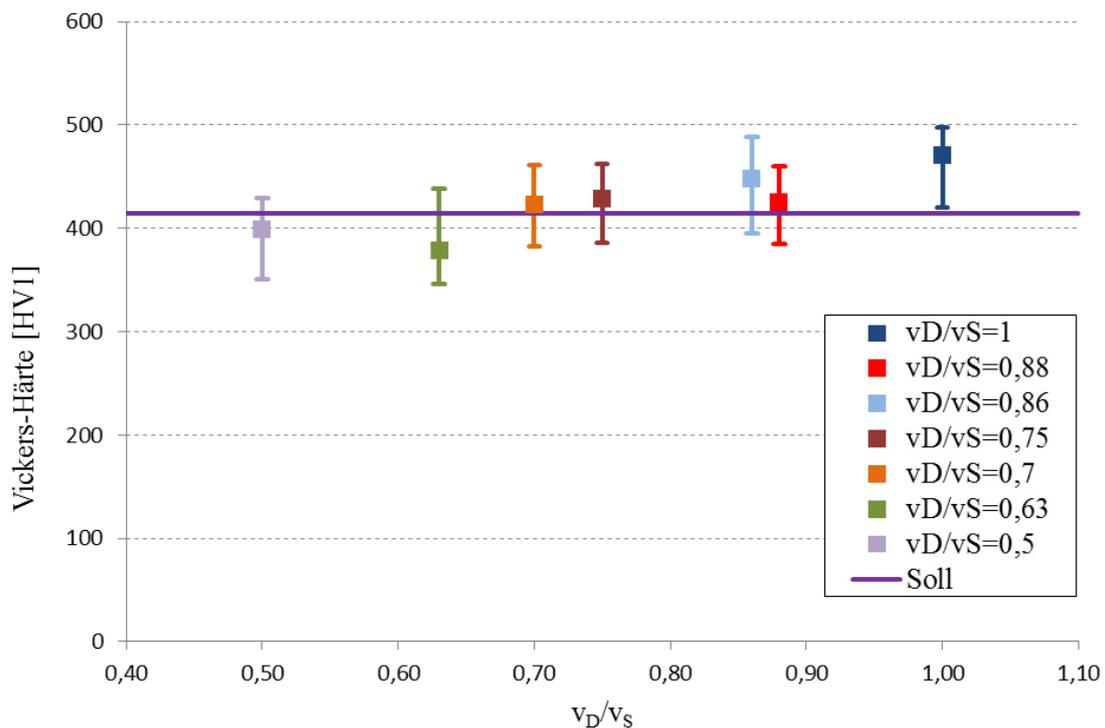


Abbildung 54: Härtemessung in der Schweißnaht bei verschiedenen Drahtzufuhrmengen

Tabelle 15: Vergleich Laser-Quelle

	Versuchsreihe 1	Versuchsreihe 2
Laser-Quelle	Scheibenlaser	CO <sub>2</sub> -Laser
Laserleistung [kW]	8,0	8,0
Schweißgeschwindigkeit $v_S$ [m/min]	3,9	4,0
Drahtvorschubgeschwindigkeit $v_D$ [m/min]	3,3	3,5
$v_S/v_D$	0,85	0,88
Fehleinlage beim Härten [mm]	4	4
Härte [HV]	454-520	385-460

Abbildung 55 zeigt beispielhaft die unterschiedliche Ausbildung der Schweißnähte. Im Übersichtsbild kann man eine unterschiedliche Nahtgeometrie erkennen. Aufgrund der höheren Streckenenergie ist die mit Scheibenlaser geschweißte Naht deutlich breiter. Gut zu erkennen ist aber auch ein homogeneres Gefüge. In einem Stichversuch wurde versucht, die Streckenenergie beim Schweißen mit CO<sub>2</sub>-Laser deutlich zu erhöhen, um das gleiche Ergebnis wie bei den Schweißungen mit Scheibenlaser zu erzielen. Dazu musste die Schweißgeschwindigkeit reduziert werden, da die zur Verfügung stehende Laserleistung bereits zu 100 % ausgenutzt wurde. Jedoch konnte das Ergebnis der Schweißversuche mit Scheibenlaser selbst bei einer Erhöhung der Streckenenergie um mehr als 30 % nicht erreicht werden. Vermutlich spielt neben dem Absorptionsgrad des optische Setup (Brennweite, Kollimationslänge, Fokusbereich, Fokusbereich, Energieverteilung im Fokus) eine Rolle.

Diese Ergebnisse zeigen, dass die Wahl der Laser-Quelle und die Erhöhung der Streckenenergie, wie zuvor vermutet, positiven Einfluss auf die Härte der Schweißnaht haben. Jedoch kann ein gutes Ergebnis nur durch das Zusammenspiel von Laser-Quelle, Streckenenergie und Zusatzdrahtzufuhr erzielt werden.

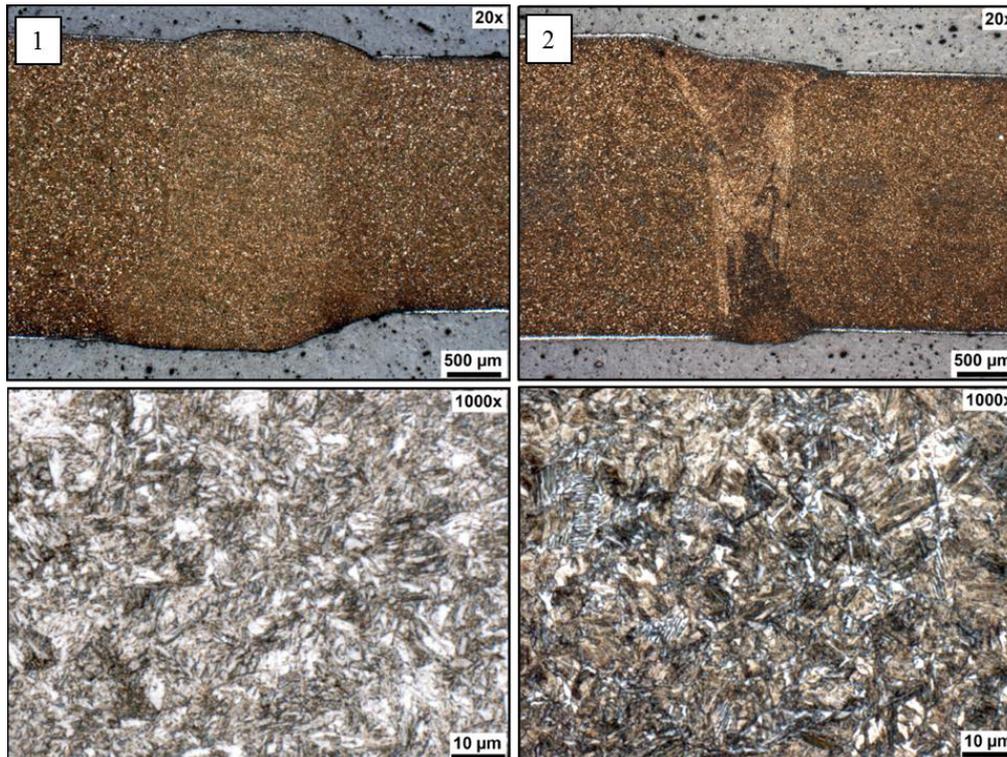


Abbildung 55: Metallographische Analyse zum Vergleich verschiedener Laser-Quellen (1-Scheibenlaser; 2-CO<sub>2</sub>-Laser)

### 5.4.3 Überprüfung der Ergebnisse im realen Presshärtewerkzeug

Im Serienwerkzeug konnten die bisherigen Ergebnisse bestätigt werden. Bis zu einer Fehleinlage von 8 mm wird bei allen Probenpositionen eine Härte von mindestens 442 HV erreicht. Lediglich bei einer Fehleinlage von 12 mm wird in der linken Flanke die geforderte Härte unterschritten (vgl. Abbildung 56).

Alle Zugproben sind im dünnen Grundwerkstoff bei einer Zugfestigkeit zwischen 1467 und 1542 MPa gerissen. Die Ergebnisse konnten auch in einem zweiten B-Säulen-Werkzeug mit zwei Dickensprüngen bestätigt werden.

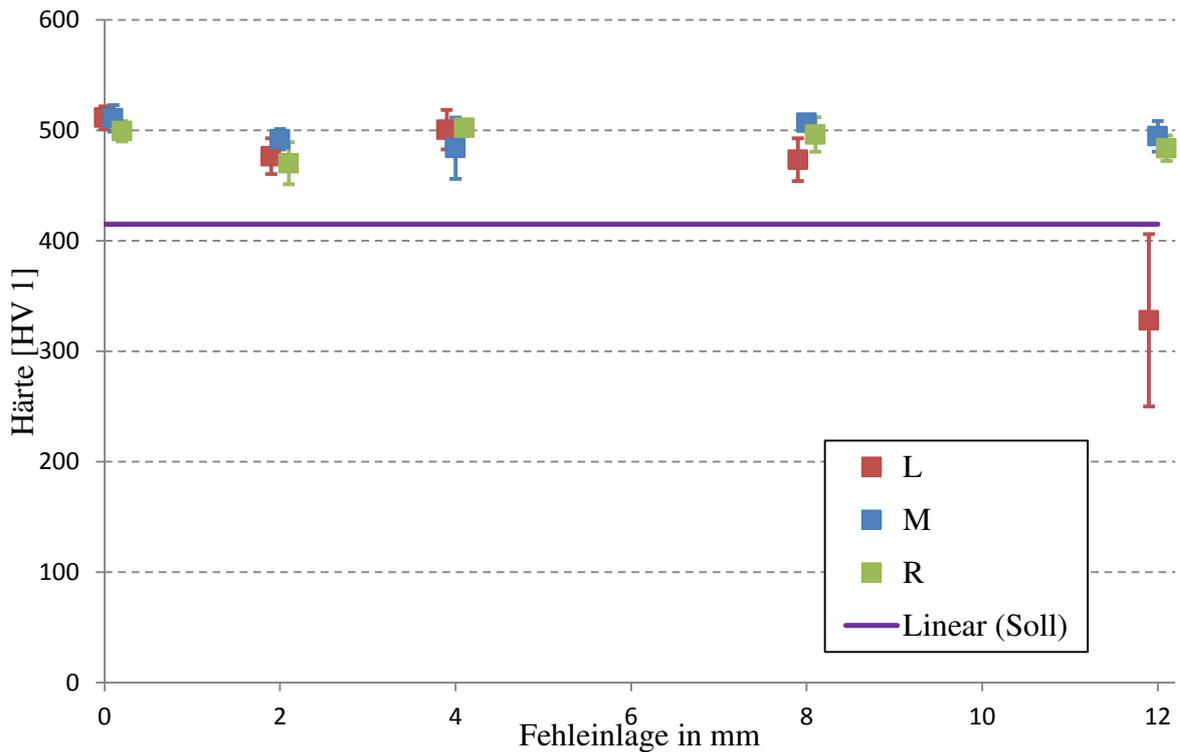


Abbildung 56: Härtemessung in der Schweißnaht bei variierender Fehleinlage

#### 5.4.4 Überprüfung der Ergebnisse bei anderen Dickenkombinationen

Auch bei den drei Blechdickenkombinationen 1,75 an 1,36, 1,36 an 0,99 und 1,47 an 1,33 mm werden trotz der sehr kritischen Härteparameter sehr gute Härtewerte (461-532 HV) in den mit Draht gefügten Schweißnähten erzielt. Die Härte des Schweißgefüges ist immer auf dem Niveau derer des Grundwerkstoffs (vgl. Abbildung 57). Bei den gleichen Blechdicken und Härteparametern war bei den ohne Zusatzwerkstoff verschweißten Blechen jeweils ein Härteeinfall zu erkennen (vgl. Abbildung 34).

Abbildung 58 zeigt beispielhaft Querschliffe der mit Draht gefügten Bleche. Bei allen analysierten Querschliffen liegt in der Schweißnaht martensitisches Gefüge vor. Bei allen Zugversuchen reißt die Probe im jeweils dünneren Grundwerkstoff, während alle ohne Zusatzwerkstoff geschweißten Proben aufgrund des Härteabfalls in der Schweißnaht reißen.

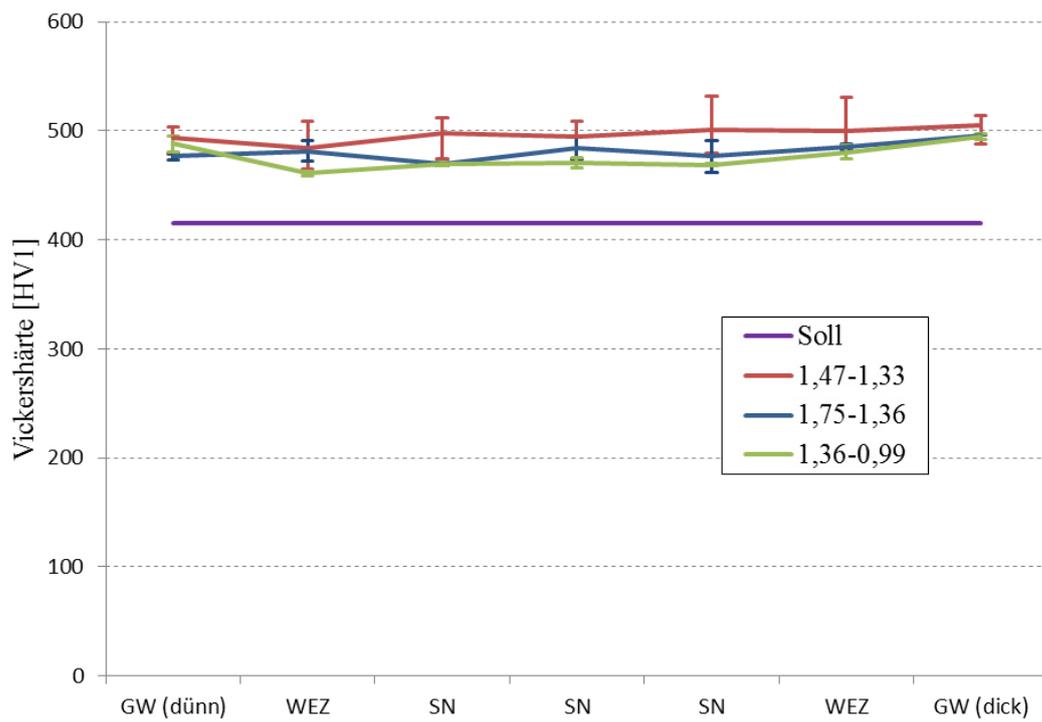


Abbildung 57: Härtemessung an Proben des Parametersatz 1 (870 °C - 13 Sekunden Transfer – 6 mm Offset); geschweißt mit Zusatzwerkstoff

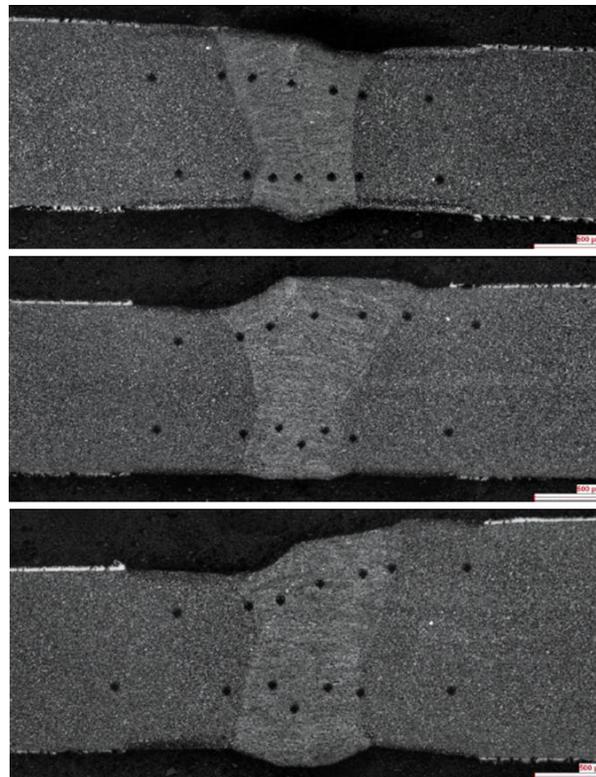


Abbildung 58: Metallographische Analyse an Proben des Parametersatz 1 (870 °C - 13 Sekunden Transfer – 6 mm Offset); geschweißt mit Zusatzwerkstoff

## 6 Entwicklung eines Schweißverfahrens zum Entfall des Entschichtungsprozesses

Wie zuvor beschrieben, werden AlSi-beschichtete Bleche im herkömmlichen Prozess für Tailor Welded Blanks in der Warmumformung vor dem Verschweißen entschichtet, um die Bildung von spröden Al-Fe intermetallischen Phasen zu vermeiden. Da dieser zusätzliche Prozessschritt die Herstellkosten deutlich erhöht, war ein Ziel dieser Arbeit, ein Schweißverfahren zu entwickeln, dass diesen zusätzlichen Schritt obsolet macht.

Abbildung 59 zeigt beispielhaft im Flachschliff eine REM-Aufnahme und EDX-Analyse einer konventionell ohne Zusatzwerkstoff geschweißten Naht, bei der die Fügepartner zuvor nicht entschichtet wurden. Deutlich zu erkennen ist die Bildung verschiedener intermetallischer Phasen zwischen Aluminium und Eisen.

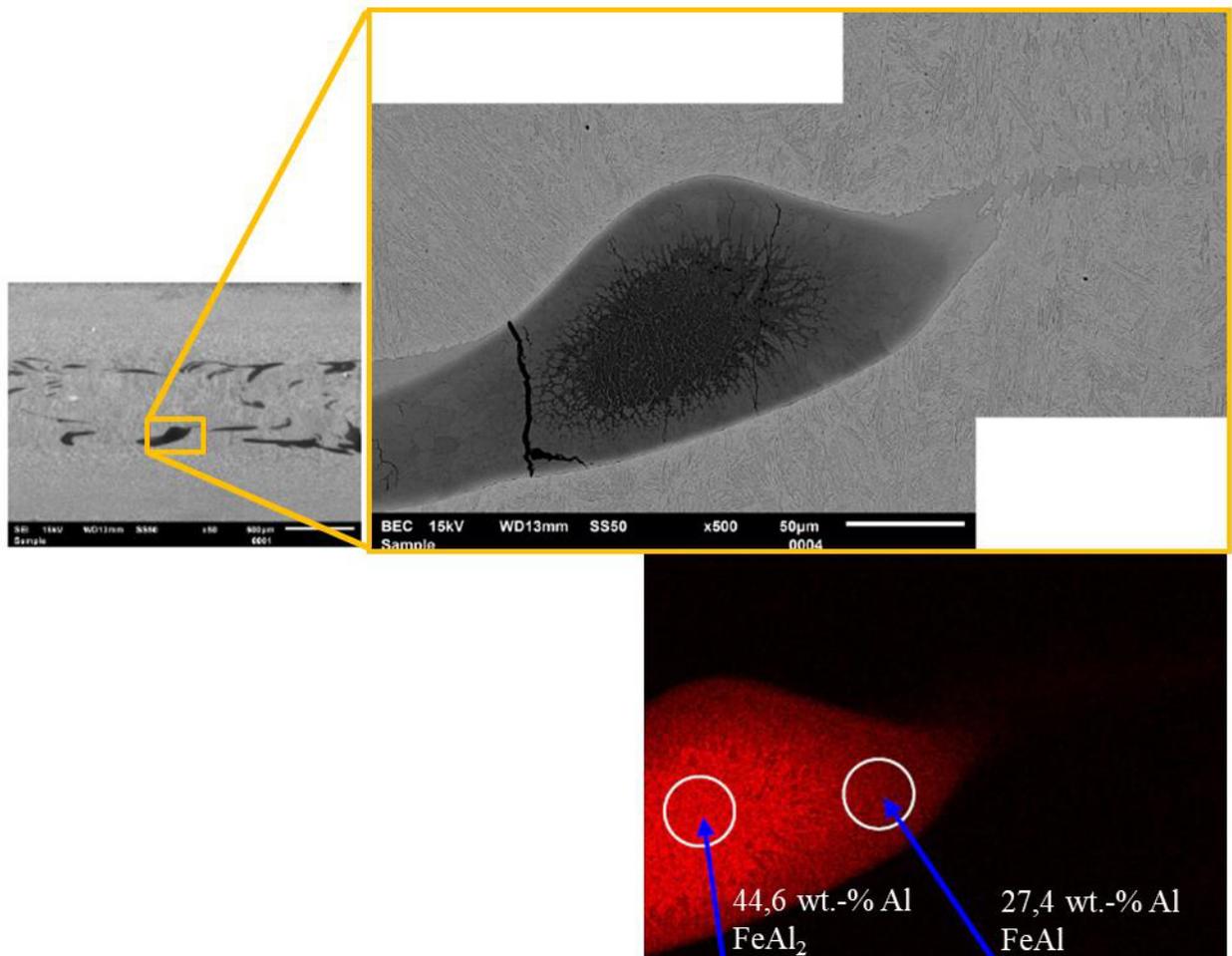


Abbildung 59: REM-Aufnahme und EDX-Analyse einer Referenzprobe ohne Entschichten und konventionell geschweißt

## 6.1 Frühere Untersuchungen

Bereits BER 03 setzte sich mit dem Thema auseinander. Durch mehrfaches Überschweißen einer Schweißnaht, wobei diese zumindest bereichsweise erneut aufgeschmolzen wird, soll das aufgeschmolzene Aluminium homogen im Schweißgut verteilt werden. Aluminium-Anreicherungen sollen so aufgelöst werden. Das Patent bezieht sich auf einen Laserstrahlschweißprozess. In GAN 08 wurde dieser Ansatz analysiert. Aufgrund starker Schweißspritzer musste zwischen den einzelnen Schweißungen eine Pause von 20 Sekunden eingelegt werden. Eine deutliche Homogenisierung des Nahtgefüges konnte in den Versuchen bestätigt werden. Jedoch war weiterhin ein Härteeinfall der Schweißnaht nach dem Presshärten festzustellen, was auf einen zu hohen Aluminiumgehalt hindeutet. [BER 03, GAN 08]

In eigenen Untersuchungen konnten die Ergebnisse aus GAN 08 bestätigt werden. Zwar war eine Homogenisierung festzustellen, jedoch reichte diese nicht aus, um intermetallische Phasen oder Härteeinfälle zu vermeiden. Zudem erwies es sich als schwierig, beim Überschweißen auf der gesamten Nahtlänge exakt die bereits vorhandene Schweißnaht erneut aufzuschweißen. Oftmals lag die neue Naht leicht neben der alten, so dass zusätzlich Beschichtungsanteile in die Schmelze eingebracht wurden. Abbildung 60 zeigt beispielhaft Ergebnisse von Versuchen, in denen die Schweißnaht zunächst von der Gegenseite erneut aufgeschmolzen wurde und dann ein zweites Mal von der ursprünglichen Decklagenseite. Im Querschliff vor dem Presshärten (1) ist das Verfehlen der Schweißnaht zu erkennen, im Querschliff nach dem Presshärten (2) zeigen sich intermetallische Phasen.

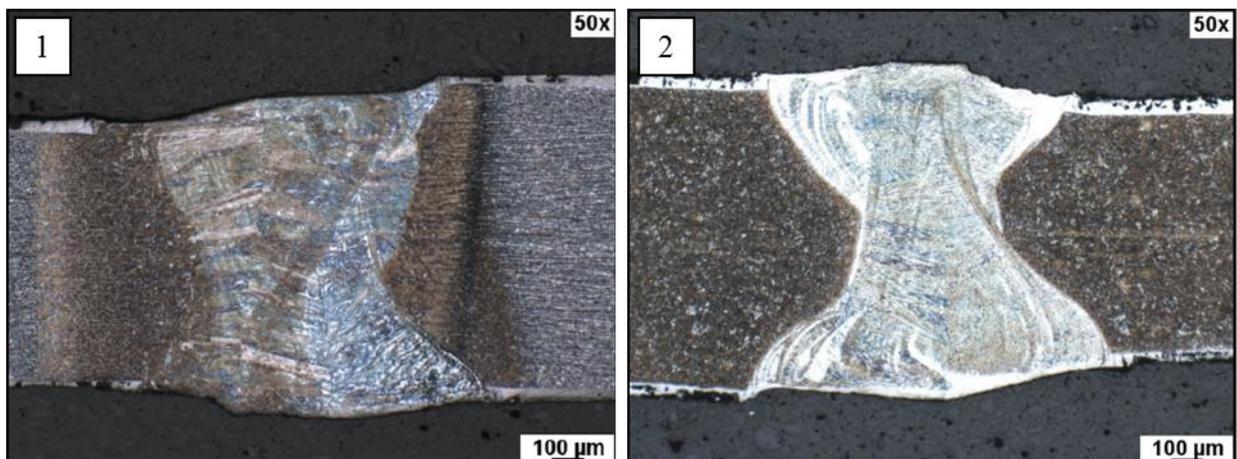


Abbildung 60: Metallographische Analyse an mehrfach überschweißten Nähten (1-vor dem Presshärten; 2-nach dem Presshärten)

Eine weitere Idee, die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißnaht zu verbessern, war das Laserstrahlschweißen mit Aktivgas.  $O_2$  oder  $CO_2$  sollten dem Prozessgas aus Argon oder Helium beigemischt werden, um eine Oxidation von Aluminium zu bewirken.

Das Oxidationsprodukt sollte dann als Schlacke aufschwimmen, so dass das Aluminium keine intermetallischen Phasen mit Eisen bilden kann. In FLÜ 11 wird zudem die These aufgestellt, dass ein solches Aktivgas durch Beeinflussung der Schmelzbaddynamik eine bessere Homogenisierung der Schmelze bewirkt. [FLÜ 11]

In eigenen Versuchen wurden diverse Mischgase als Prozessgas eingesetzt. Tabelle 16 zeigt die verschiedenen Zusammensetzungen des Aktivgases in vier Versuchsreihen. In Versuchsreihe 4 bestand das Prozessgas zu 65 % aus  $\text{CO}_2$  und  $\text{O}_2$ .

Tabelle 16: Versuchsreihen Aktivgas-Schweißen

[%]	He	Ar	$\text{CO}_2$	$\text{O}_2$
1	50	35	15	0
2	50	15	15	20
3	50	0	15	35
4	35	0	15	50

Eine positive Veränderung des Schmelzbades konnte in diesen Versuchen nicht nachgewiesen werden. Abbildung 61 zeigt beispielhaft metallographische Untersuchungen der Versuche. Sowohl der Querschliff vor dem Presshärten (1) geschweißt mit 15 %  $\text{CO}_2$  und 50 %  $\text{O}_2$ , als auch der Querschliff nach dem Presshärten (2) geschweißt mit 15 %  $\text{CO}_2$  und 20 %  $\text{O}_2$ , weisen intermetallische Phasen auf.

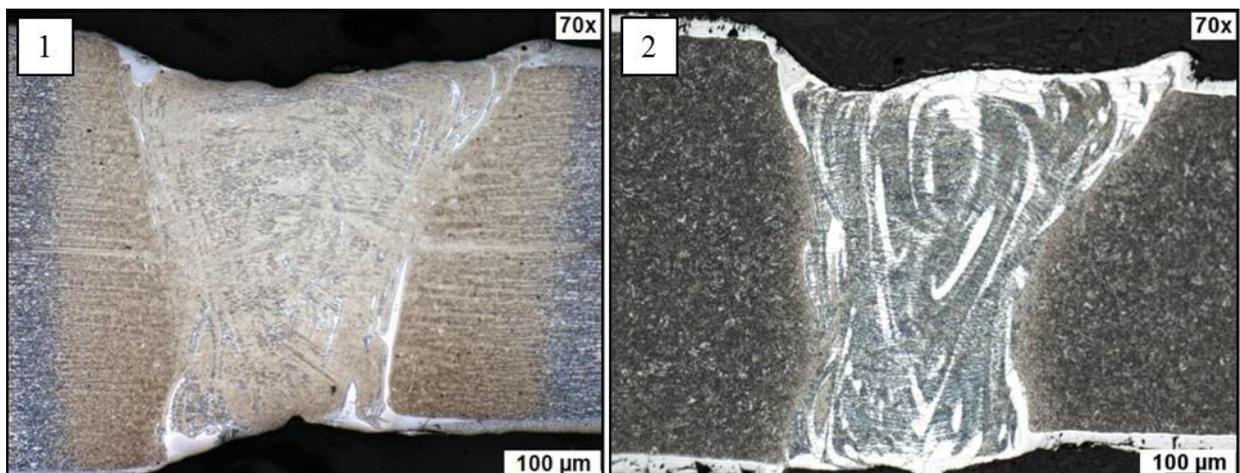


Abbildung 61: Metallographische Analyse an mit Aktivgas geschweißten Nähten (1-vor dem Presshärten, Reihe 4; 2-nach dem Presshärten, Reihe 2)

Auch BRI 11 beschreibt den Einsatz von Aktivgas. Hier wird allerdings Stickstoff als zusätzliches austenitstabilisierendes Element zugeführt. [BRI 11]

Vielversprechender zeigte sich der Ansatz, austenitstabilisierende Elemente im Laserstrahl-Lichtbogen-Hybrid-Prozess mittels Zusatzdraht dem Schweißgut zuzuführen. Erste eigene Untersuchungen konnten eine deutlich positive Beeinflussung nachweisen. [BRI 07b, BRI 07a, BRI 11, JAN 12]

In Stichversuchen wurde der aus Tabelle 12 bekannte Zusatzdraht eingesetzt. Auch wurde wie in Kapitel 5 beschrieben die Spaltweite zwischen 0 und 0,2 mm variiert. Abbildung 62 zeigt beispielhaft Querschliffe von Proben vor dem Presshärten, die mit 0 mm Spalt geschweißt wurden. Lediglich geringe lanzettenförmige Aluminium-Einlagerungen bis zu einer Größe von etwa 200  $\mu\text{m}$  sind zu erkennen (vgl. Abbildung 64).

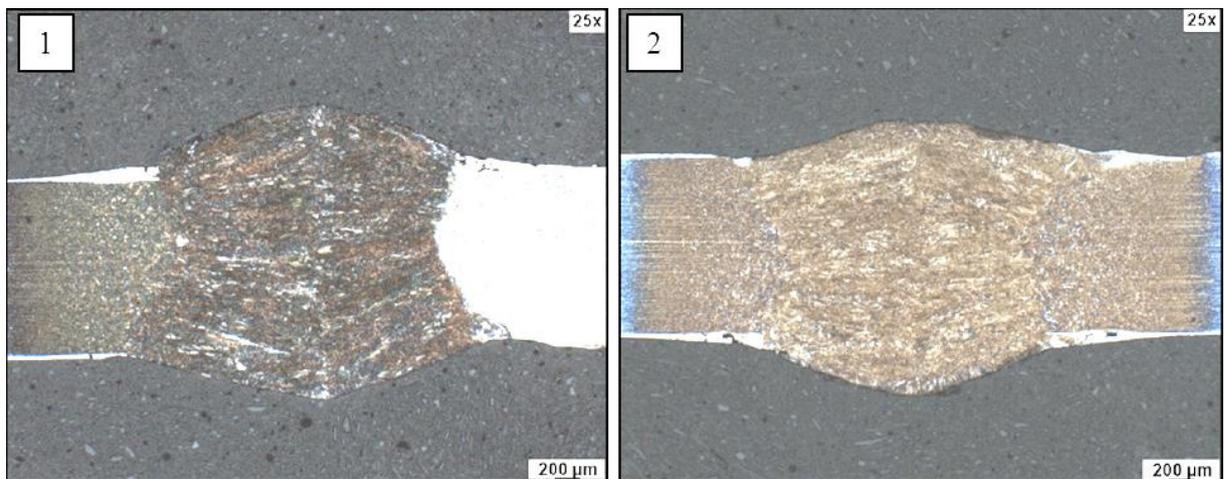


Abbildung 62: Metallographische Analyse an mittels Laser-Lichtbogen-Hybrid-Prozess mit 0 mm Spalt geschweißten Nähten vor dem Presshärten (1-MBW<sup>®</sup>1500 an HX340, Reihe 4; 2- MBW<sup>®</sup>1500 an MBW<sup>®</sup>1500)

Bei einem Spalt von 0,2 mm sahen die Ergebnisse tendenziell noch etwas besser aus, jedoch wurden auch hier lokale, lanzettenförmige Aluminium-Einschlüsse bis ca. 200  $\mu\text{m}$  Größe gefunden (vgl. Abbildung 63 und Abbildung 64).

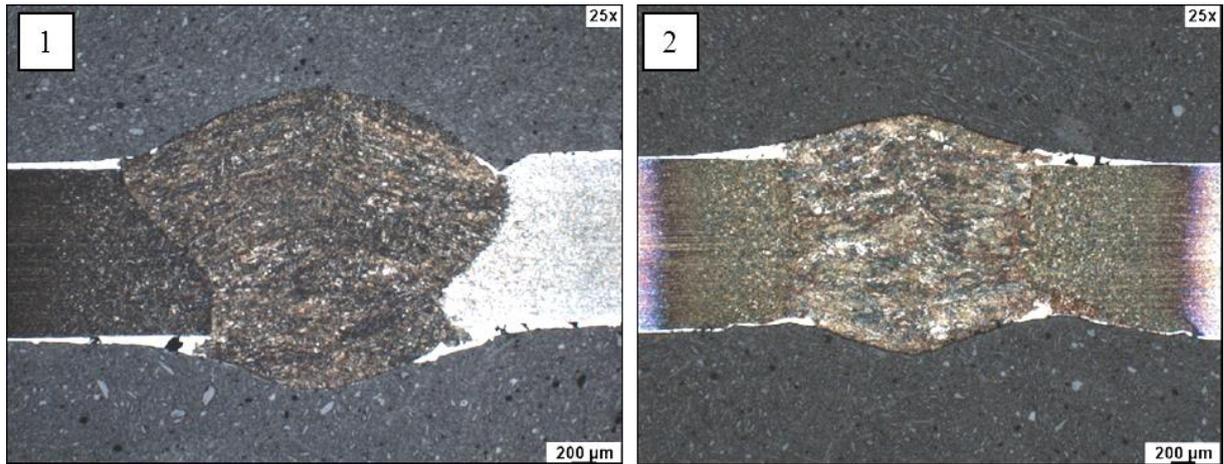


Abbildung 63: Metallographische Analyse an mittels Laser-Lichtbogen-Hybrid-Prozess mit 0,2 mm Spalt geschweißten Nähten vor dem Presshärten (1-MBW@1500 an HX340, Reihe 4; 2- MBW@1500 an MBW@1500)

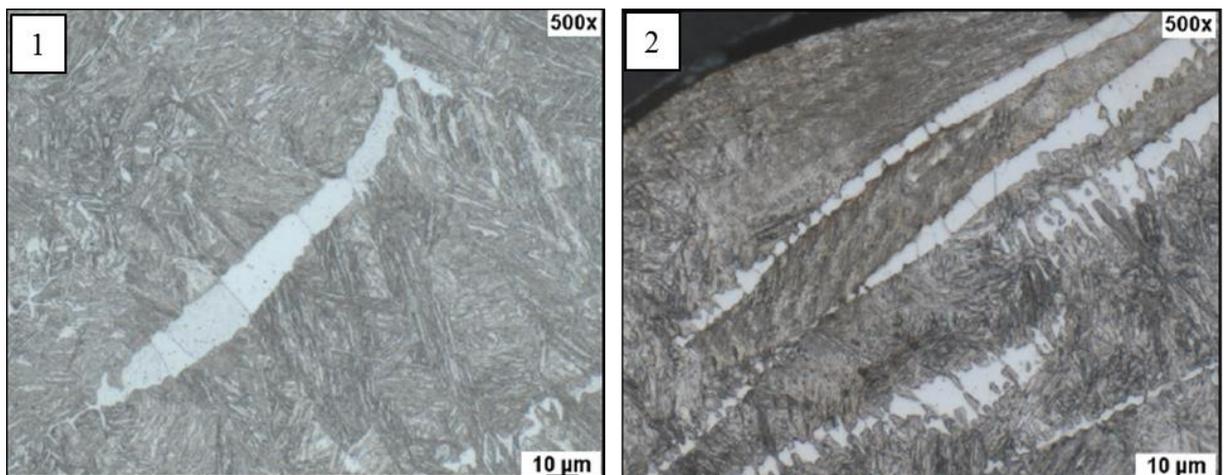


Abbildung 64: Metallographische Analyse an mittels Laser-Lichtbogen-Hybrid-Prozess geschweißten Nähten (MBW@1500 an MBW@1500) vor dem Presshärten (1-0 mm Spalt, Reihe 4; 2- 0,2 mm Spalt)

Bei Härtemessungen nach dem Presshärten konnten in den Bereichen der Aluminium-Anreicherungen vereinzelt Härteeinbrüche auf bis zu 300 HV gemessen werden (vgl. Abbildung 65).

Weiterhin bleiben letztlich die gleichen Argumente gegen das hybride Verfahren wie aus Abschnitt 5.1, die geringere Produktivität gegenüber einem reinen Laserstrahlprozess sowie die verschlechterte Nahtgeometrie mit einer deutlichen Decklagen- und Wurzelüberhöhung. In den Stichversuchen konnte eine maximale Schweißgeschwindigkeit von 3,5 m/min erzielt werden. Daher wurde der hybride Prozess nicht weiterverfolgt und stattdessen nach einer Lösung ohne zusätzlichen Lichtbogen gesucht.

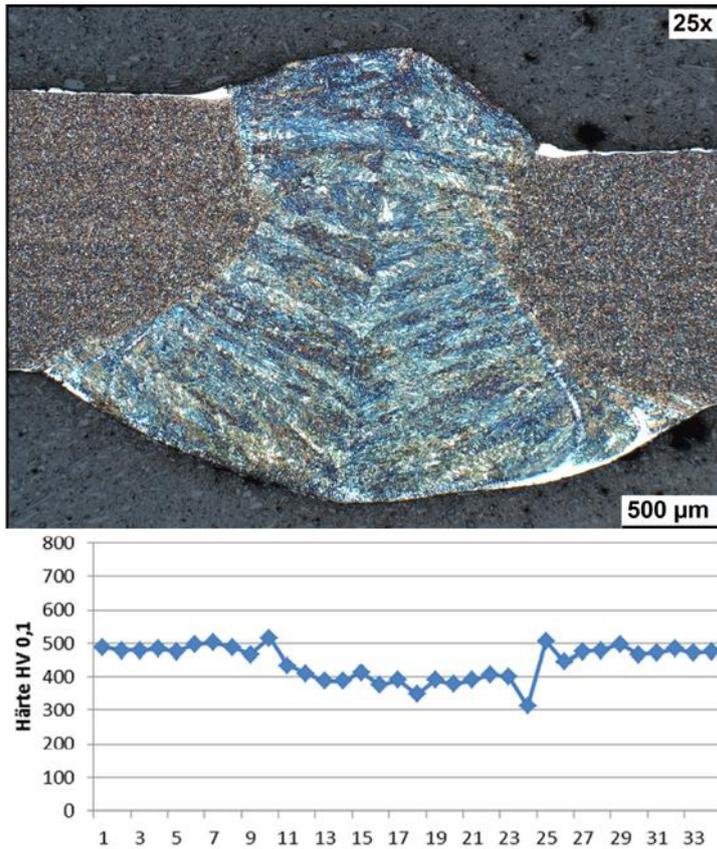


Abbildung 65: Metallographische Analyse und Härtemessung an einer mittels Laser-Lichtbogen-Hybrid-Prozess geschweißten Naht (MBW@1500 an MBW@1500) nach dem Presshärten

## 6.2 Theoretischer Ansatz

Abbildung 66 zeigt die Löslichkeit von Aluminium in Eisen [HEN 07]. In dem Diagramm sind zwei rote Linien hinzugefügt worden. Die rechte bei ca. 12 Ma.-% Al markiert den Aluminium-Gehalt, ab dem die ersten intermetallischen Phasen FeAl entstehen. Die linke Linie bei ca. 2 Ma.-% Al gibt die Grenze an, ab wo das Gefüge bei den üblichen Ofentemperaturen im Warmformprozess austenitisiert. Oberhalb von 2 Ma.-% Al ist die Legierung bei den üblichen Parametern nicht härtbar, da kein  $\gamma$ -Eisen entstehen kann. In ähnlicher Größenordnung liegen die Grenzwerte für den MBW<sup>®</sup>1500.

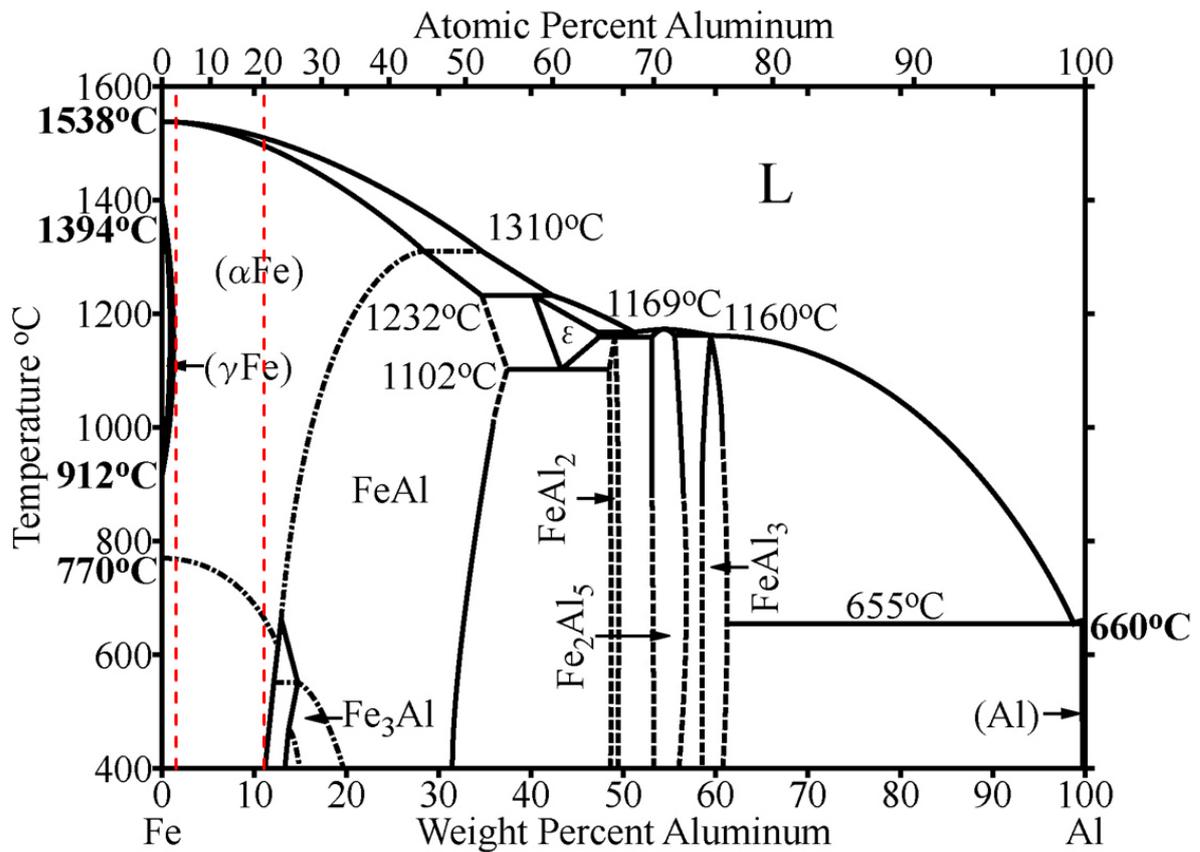


Abbildung 66: Al-Fe Phasendiagramm mit intermetallischen Phasen; modifiziert übernommen aus [HEN 07]

Diese zwei Grenzen sind für die Entwicklung eines neuen Schweißverfahrens entscheidend. Es wird deutlich, dass der Entfall des Entschichtungsprozesses bei artgleichen Mangan-Bor-Verbindungen schwieriger zu realisieren ist als bei einer Mischverbindung zwischen Mangan-Bor-Stahl und einem mikrolegierten Stahl. Bei der Mischverbindung ist es ausreichend, wenn die Grenze von ca. 12 Ma.-% Aluminium nicht überschritten wird, und sich somit keine spröden intermetallischen Phasen bilden. Die Schweißnaht wird nach dem Härteprozess ein teils

martensitisches, teils ferritisches Gefüge aufweisen. Dadurch ist gewährleistet, dass der mikrolegierte ferritische Stahl nach dem Härteprozess stets die schwächste Stelle der Verbindung darstellt und somit die Schweißnaht den Belastungen standhält. Nur intermetallische Phasen könnten zu einer Art Sollbruchstelle führen.

Bei der artgleichen Verbindung, Mangan-Bor-Stahl an sich selbst, ist die Vermeidung von intermetallischen Phasen nicht ausreichend. Zusätzlich muss gewährleistet sein, dass das Schweißnahtgefüge im Warmformprozess härtbar ist. Liegt der Aluminium-Anteil zwischen ca. 2- und 12-Ma.-%, wird das Gefüge bei den konventionellen Ofentemperaturen nicht austenitisiert und kann daher beim Abschrecken auch nicht in Martensit umwandeln. Das Gefüge bleibt ferritisch, hat eine deutlich geringere Härte als der dann martensitische Grundwerkstoff und bildet somit die Schwachstelle der Verbindung.

Eine theoretische Berechnung des Aluminium-Gehaltes nach den in Abschnitt 5.2 vorgestellten Formeln ergibt für eine artgleiche Verbindung von 1,5 mm dicken Blechen und einer üblichen AS150 Beschichtung einen Wert von 2,05 Ma.-% Aluminium. Bei 1,0 mm dicken Blechen liegt der Wert bei 3,02 Ma.-% Aluminium. Da die Beschichtung unabhängig von der Blechdicke gleich dick bleibt, ist das Unterschreiten der jeweiligen Grenze mit zunehmender Blechdicke deutlich leichter. Allerdings ist die wichtigste Annahme bei dieser Berechnung ein vollkommen homogenes Gefüge. Wie in Abbildung 67 zu erkennen ist, entspricht dies jedoch beim Laserstrahlschweißen aufgrund des Marangoni-Effektes selten der Realität. Stattdessen gibt es lokale Aluminium-Anreicherungen mit teils intermetallischen Phasen.

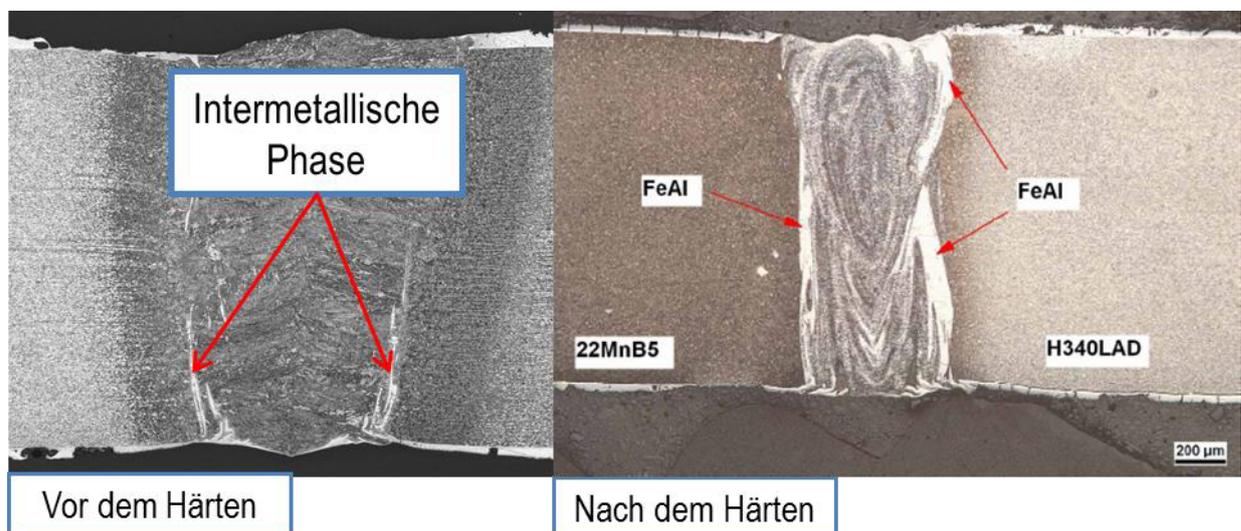


Abbildung 67: Querschliffe von Schweißnähten ohne vorheriges Entschichten und konventionell laserstrahlgeschweißt

Um auf den Entschichtungsprozess verzichten zu können, müssen daher drei Ansätze verfolgt werden. Zum einen muss der Aluminiumgehalt im Schmelzbad weiter reduziert werden. Wei-

terhin gilt es, das eingespülte Aluminium möglichst gut im Schmelzbad zu durchmischen. Zuletzt kann das Zulegieren von austenitstabilisierenden Elementen ein Durchhärten selbst bei höheren Aluminiumkonzentrationen ermöglichen.

Dass wie in BRI 07a und BRI 07b beschrieben der Aluminiumgehalt im Schmelzbad durch Hinzufügen eines Lichtbogens zum Laserstrahl reduziert werden kann, weil dadurch mehr Volumen des Grundwerkstoffs mit niedrigem Aluminiumgehalt aufgeschmolzen wird, kann hier nicht bestätigt werden. Wenn das Schmelzbad breiter wird, wird dadurch nicht nur mehr Material des Grundwerkstoffes aufgeschmolzen, sondern im gleichen Maße auch eine größere Menge der Beschichtung. Zusätzlich haben Lichtbogennähte eine deutlich breitere Decklage als Wurzel. Das Verhältnis von aufgeschmolzener Beschichtung zu aufgeschmolzenem Grundwerkstoff bleibt also gleich bzw. steigt sogar an, d.h. der Aluminiumgehalt in der Schmelze steigt ebenso an.

Jedoch vermag der in Kapitel 5 vorgestellte Schweißprozess den Aluminiumanteil zu reduzieren. Der Fügespalt von 0,2 mm führt dazu, dass bei gleicher Nahtbreite weniger Grundwerkstoff und auch weniger Beschichtung aufgeschmolzen werden als beim Schweißen mit technischem Nullspalt (0,05 mm). Dieser Spalt wird mit einem Zusatzdraht mit möglichst geringem Aluminiumgehalt aufgefüllt. In der theoretischen Berechnung wird der Anteil bei einer artgleichen Verbindung von 1,5 mm dicken Blechen und einer üblichen AS150 Beschichtung bei einem Fügespalt von 0,2 mm und einem Drahtförderverhältnis  $v_D/v_S$  von 1,0 dadurch von 2,05 auf 1,36 Ma.-% reduziert. Bei 1,0 mm dicken Blechen reduziert sich der Aluminiumgehalt von 3,02 auf 1,72 Ma.-%. Wie zuvor erwähnt beruht diese Berechnung auf der Annahme einer vollkommen homogenen Durchmischung der Schmelze. Abbildung 68 zeigt schon anhand einfacher metallographischer Schlifffbilder einen Unterschied trotz einer inhomogenen Durchmischung, die beim Laserstrahlschweißen zu erwarten ist. Bei den Versuchen mit technischem Nullspalt sind deutlich Aluminiumanreicherungen zu erkennen, während das Aluminium in der Naht, die mit 0,2 mm Spalt geschweißt wurde, scheinbar homogen im Schweißgut vermischt wurde.

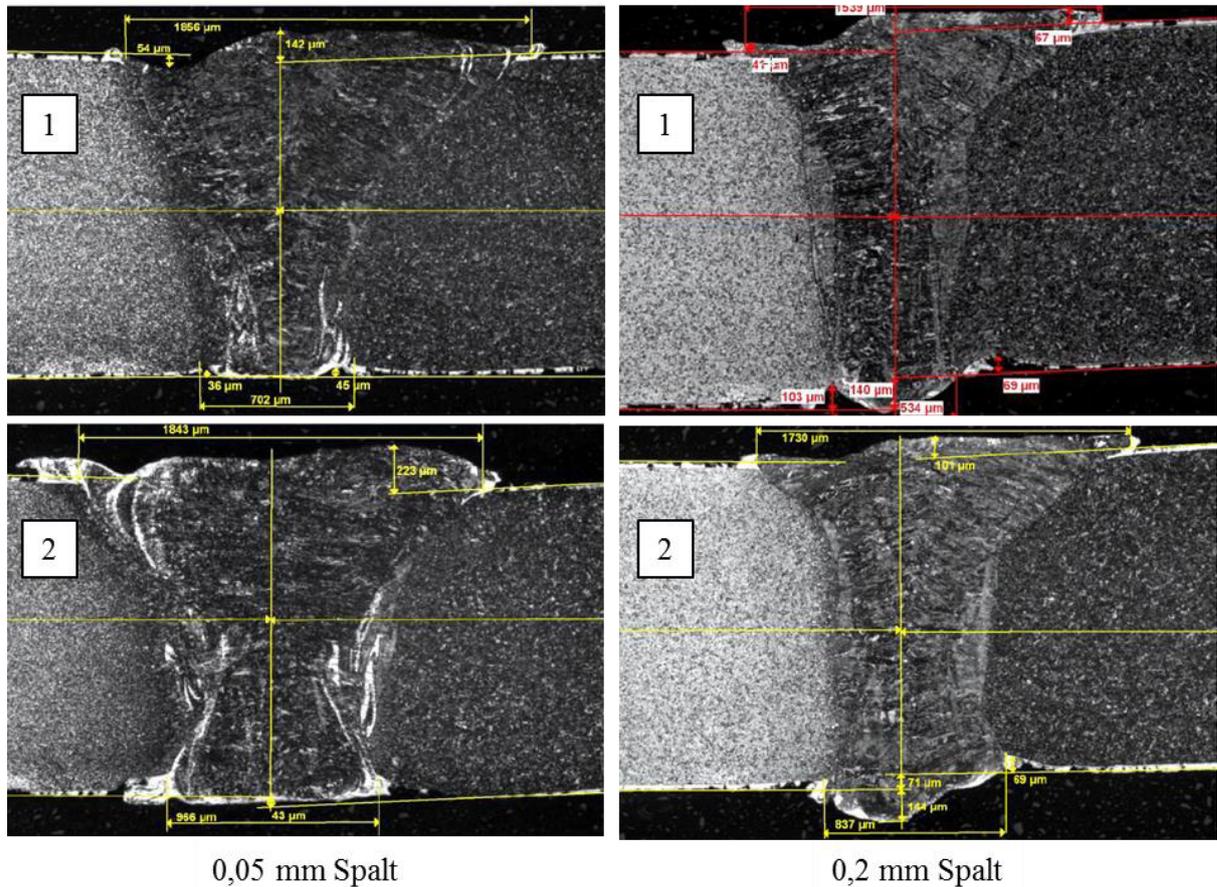


Abbildung 68: Metallographie zum Einfluss des Schweißspaltes (MBW<sup>®</sup>500 an MBW<sup>®</sup>1500 mit AS150 Beschichtung; 1-  $v_s = 7$  m/min und  $v_D = 5$  m/min; 2-  $v_s = 5,5$  m/min und  $v_D = 5$  m/min)

Eine weitere Möglichkeit, die in der Schweißnaht gelöste Aluminiummenge zu reduzieren, ist die Reduktion der Schichtdicke. Werden Bleche mit der AS80 Beschichtung gefügt, so halbiert sich das einfließende Aluminiumvolumen gegenüber der AS150 Beschichtung beinahe. Abbildung 69 macht die Auswirkung der Schichtdickenreduzierung auf AS80 anhand von metallographischen Schliffbildern deutlich. Bei der dünneren Beschichtung sind im Schweißgut keine Aluminiumanreicherungen zu erkennen.

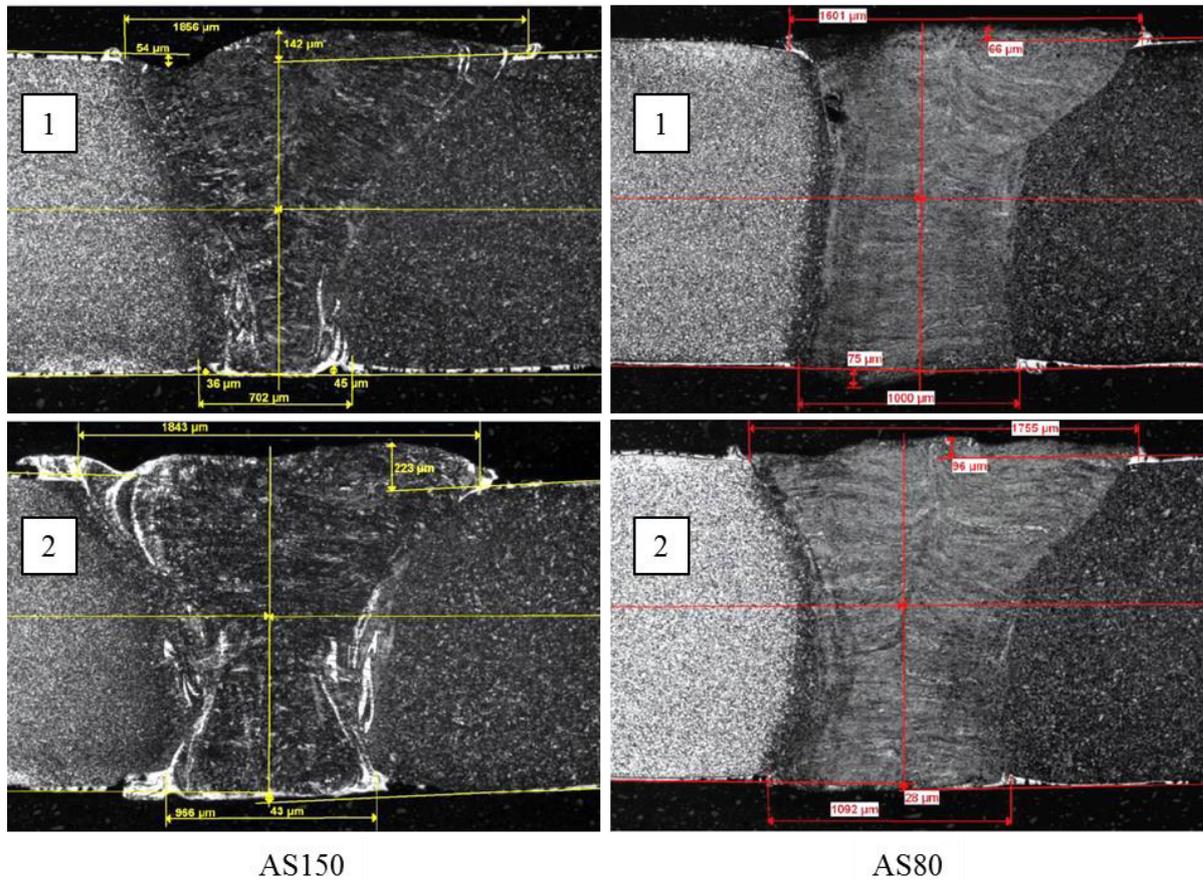


Abbildung 69: Metallographie zum Einfluss der Beschichtung (MBW@500 an MBW@1500) geschweißt mit 0,05 mm Spalt; 1-  $v_S = 7$  m/min und  $v_D = 5$  m/min; 2-  $v_S = 5,5$  m/min und  $v_D = 5$  m/min)

Der Schweißprozess mit Zusatzdraht trägt durch die Erhöhung der Dynamik des Schmelzbades zu einer besseren Durchmischung des eingespülten Aluminiums bei. Auch der Heißdrahtprozess begünstigt wie in Abschnitt 2.8.3 beschrieben durch elektromagnetische Volumenkräfte die Durchmischung der Schmelze. [BEY 98, DZE 07, HÜG 09]

Letztlich kann das Austenitgebiet wie in Kapitel 5 beschrieben durch Zulegieren mit austenitfördernden Elementen erweitert werden, was eine Härtebarkeit des Schweißgutes selbst bei erhöhtem Aluminiumgehalt ermöglicht.

Anhand dieser drei Ansätze sollte in den folgenden Untersuchungen ein Laserstrahl-Schweißverfahren auf Basis des in Kapitel 5 entwickelten Verfahrens sowohl für die Mischverbindung des Mangan-Bor-Stahls mit einem mikrolegierten Stahl als auch für eine artreine Mangan-Bor-Stahl Verbindung qualifiziert werden.

### 6.3 Versuchsplanung und –durchführung

Der Versuchsaufbau entsprach dem aus Abschnitt 5.3. Zunächst wurden Versuche zur Mischverbindung durchgeführt, da ein Unterschreiten der kritischen Aluminiumkonzentration von ca. 12 Ma-% weniger diffizil erschien. Später wurden dann auch artgleiche Verbindungen verschweißt, bei denen die Härtebarkeit des Schweißgefüges gewährleistet werden musste.

Die Versuche können in folgende Schritte untergliedert werden:

#### 6.3.1 Mischverbindung / Härten im Plattenwerkzeug

Zunächst wurde der Einfluss der in das Schweißgut eingebrachten Zusatzdrahtmenge bei einer Mischverbindung untersucht. Die Dickenkombination der ersten Versuchsreihe war 1,55 an 1,55 mm. Als Draht wurde das aus Kapitel 5 bekannte Material eingesetzt. Der Schweißspalt betrug 0,2 mm. Als Ausgangspunkt wurden Schweißgeschwindigkeit und Drahtvorschubgeschwindigkeit so eingestellt, dass eine Serienproduktion von 1000 Platinen robust durchgeführt werden konnte (Parametersatz 1). Davon ausgehend wurde das Verhältnis  $v_D/v_S$  variiert. Für jeden Parametersatz der Variationen wurden 10 Platinen verschweißt. Hierzu wurde ein 4 kW Scheiben-Laser eingesetzt. Die verschiedenen Parametersätze sind Tabelle 17 zu entnehmen.

Tabelle 17: Schweißparameter Materialmix Plattenwerkzeug

	1	2	3	4	5
$v_S$ [m/min]	4,8	4,5	4,5	4,5	4,5
$v_D$ [m/min]	3,8	4,5	3,2	2,2	1,8
$v_D/v_S$	0,79	1,00	0,71	0,49	0,40

Das Härten von 20 Platinen des Serienlaufs und von je 2 Platinen der Parameter 2-5 erfolgte erneut im ebenen Werkzeug (930 °C, 5 min Ofenliegezeit, ~7 sec. Transferzeit) ohne Fehleinlage. Es wurden zunächst Zugproben und Härtemessungen durchgeführt.

Im Anschluss sollte der Einfluss lokaler ferritischer Bereiche auf das Versagensverhalten unter Ermüdungsbelastung sowie Crash-Belastung untersucht werden. Für letzteres wurden Hochgeschwindigkeits-Zugversuche mit Dehnraten von  $40 \text{ s}^{-1}$  und  $200 \text{ s}^{-1}$  an einem Fallwerk durchgeführt. Wie beim statischen Zugversuch auch lag die Schweißnaht in der Probenmitte (vgl. Abbildung 70). Die je Dehnraten 5 Proben des Serienlaufs mit Heißdraht und ohne vorher-

riges Entschichten wurden verglichen mit je 5 Referenzplatinen aus der Serienproduktion, die vor dem konventionellen Verschweißen entschichtet wurden.

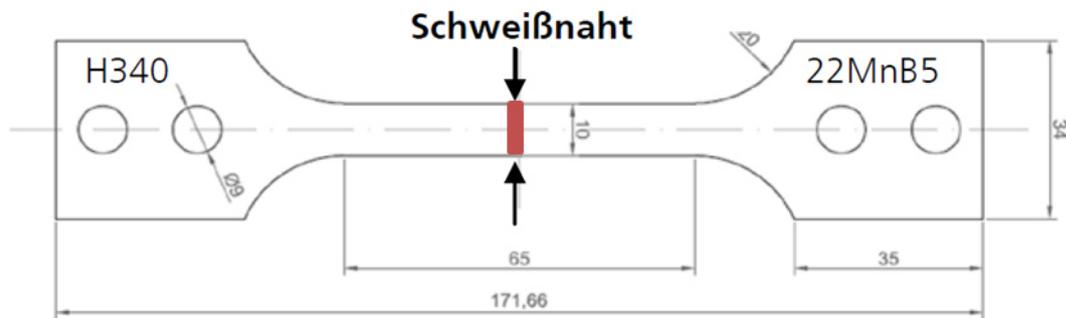


Abbildung 70: Probengeometrie Hochgeschwindigkeitszugversuch

Auch die Ermüdungsbelastung wurde vergleichend zu Platinen aus der Serienproduktion getestet. Die zyklische Belastbarkeit wurde in Laststeigerungsversuchen ermittelt. Bei einem Lastverhältnis von  $R=0,1$  und einer Frequenz von 90 Hz wurde zunächst mit einer Maximalspannung  $\sigma_{\max}$  von 200 MPa und einer Spannungsamplitude von  $\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$  begonnen. Später wurde mit einer Maximalspannung von 260 MPa begonnen. Die Grenzlastspielzahl lag bei  $2 \times 10^6$  Zyklen. War die Probe nicht gerissen, wurde die Maximalspannung um 20 MPa erhöht. Dies wurde bis zum Versagen der Probe wiederholt. 5 Proben des Serienlaufs mit Heißdraht wurden verglichen mit 7 entschichteten Referenzproben aus der Serienproduktion. Die gerissenen Proben wurden anschließend in metallographischen Schliffbildern und REM-Analysen untersucht.

### 6.3.2 Mischverbindung / Härten im realen Werkzeug

Im nächsten Schritt wurde für das neue Verfahren zum Schweißen der Mischverbindung die Freigabe beim Kunden avisiert. Es sollte eine Worst-Case-Betrachtung durchgeführt werden, weshalb die zu diesem Zeitpunkt dünnste Materialkombination eines Serienproduktes mit Mischverbindung gewählt wurde. Sowohl die Blechstärke des MBW<sup>®</sup>500 als auch die des MBW<sup>®</sup>1500 betrug 1,2 mm. Es wurde der gleiche Draht genutzt sowie der gleiche Schweißspalt eingestellt wie in der ersten Versuchsreihe.

Aufgrund Anlagenverfügbarkeit wurden die 50 Proben mit einem CO<sub>2</sub>-Laser bei 6,8 kW Laserleistung, 7,0 m/min Schweißgeschwindigkeit und 5,0 m/min Drahtfördergeschwindigkeit geschweißt. Eine Parametervariation wurde nicht durchgeführt.

Das Härten von 20 willkürlich ausgewählten Bauteilen erfolgte beim Kunden während laufender Serie im dreidimensionalen Serien-Umformwerkzeug.

Zusätzlich zu Härtemessketten und Zugversuchen wurden metallographische Untersuchungen durchgeführt sowie anschließend lokale Härtemessungen, REM-Aufnahmen und EDX-Analysen, um den Aluminium-Gehalt zu messen.

### 6.3.3 Artgleich AS80

In der dritten Versuchsreihe sollte nun der nächste Schritt genommen werden, nämlich der Entfall der Entschichtung bei einer artgleichen Verbindung des MBW<sup>®</sup>1500 mit einem Dickensprung. Wie schon zuvor beschrieben besteht hier zu der Vermeidung intermetallischer Phasen die zusätzliche Schwierigkeit, den Aluminiumanteil im Gefüge so gering zu halten, dass ein Härten möglich ist. Es dürfen nach dem Härteprozess keine aluminiumreichen Ferrite in der Schweißnaht vorliegen. Das hätte bei dann martensitischen Fügepartnern zur Folge, dass die Schweißnaht mit ihrer geringeren Härte die Schwachstelle der Verbindung darstellt. In dieser ersten Versuchsreihe sollte zunächst die dünnere AlSi-Beschichtung AS80 untersucht werden, da aufgrund der geringeren Schichtdicke weniger Aluminium in die Schweißnaht gelangt als bei einer AS150 Beschichtung (vgl. Abbildung 69).

Verschweißt wurde als Worst-Case-Betrachtung mit einem 8 kW CO<sub>2</sub>-Laser die zu diesem Zeitpunkt dünnste Verbindung als Serienprodukt, 1,0 an 0,8 mm. Variiert wurde der Schweißspalt sowie Schweißgeschwindigkeit und Drahtvorschub. Eine Übersicht der Parameter gibt Tabelle 18. Es wird deutlich, dass im Vergleich zu den vorherigen Schweißversuchen aufgrund der geringeren Blechdicken nur ein reduzierter Drahtvorschub genutzt werden konnte, um eine zu starke Nahtüberhöhung zu vermeiden.

Tabelle 18: Schweißparameter Material artgleich AS80

	1	2	3	4	5	6	7
Spalt [mm]	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,2	0,2
v <sub>S</sub> [m/min]	7,0	7,0	5,5	5,5	3,5	7,0	5,5
v <sub>D</sub> [m/min]	4,5	3,0	4,0	2,5	2,0	2,5	2,5
v <sub>D</sub> /v <sub>S</sub>	0,64	0,43	0,73	0,45	0,57	0,36	0,45

Die Bleche wurden erneut zunächst im Plattenwerkzeug nach einer Verweildauer von 6 Minuten im 950 °C heißen Ofen und einer Transferzeit unter 10 Sekunden gehärtet. Danach wurden Zugversuche durchgeführt, Härtemessketten und metallographische Querschliffe erstellt.

Analog zu Abschnitt 6.3.1 sollte auch bei dieser Verbindung das Versagensverhalten unter Ermüdungsbelastung sowie Crash-Belastung untersucht werden. Zum Zeitpunkt der Versuche stand nur Vormaterial mit einer Blechdicke von 1,2 mm mit der gewünschten AS80 Beschichtung zur Verfügung. Verschweißt wurde das Material im Heißdrahtverfahren ohne Dicken sprung mit einem 8 kW Scheibenlaser bei einem Spalt von 0,2 mm. Schweiß- und Drahtvor schubgeschwindigkeit wurden jeweils auf 8 m/min eingestellt.

Als Referenz wurden auch zuvor entschichtete Bleche konventionell ohne Zusatzdraht ge schweißt. Alle Bleche wurden im Plattenwerkzeug nach einer Verweildauer von 6 Minuten im 920 °C heißen Kammerofen gehärtet. Die Transferzeit betrug unter 6 Sekunden.

Zunächst wurden erneut metallographische Schliffe, Härtemessungen und statische Zugversu che durchgeführt. Anschließend wurden Hochgeschwindigkeits-Zugversuche erneut mit Dehnraten von 40 s<sup>-1</sup> und 200 s<sup>-1</sup> an einem Fallwerk durchgeführt. Wie zuvor lag die Schweißnaht in der Probenmitte. Zur statistischen Absicherung der Ergebnisse wurden wieder um 5 Proben je Schweißprozess und Dehngeschwindigkeit untersucht.

Die Prüfungen zur zyklischen Belastbarkeit wurden in Treppenstufenversuchen durchgeführt. Einzelne Proben, die im Treppenstufenversuch nicht gebrochen waren, wurden im Laststeige rungsversuch weiter belastet, um bei einer höheren Spannungsamplitude einen Bruch zu er zwingen. Dadurch stand eine größere Anzahl von Proben für Bruchflächenuntersuchungen zur Verfügung. Das Lastverhältnis war wiederum R=0,1, die Frequenz 90 Hz und die Grenzlast spielzahl 2 x 10<sup>6</sup> Zyklen. Der Startwert für die Treppenstufenversuche wurde anhand von Er gebnissen aus Vorversuchen auf  $\sigma_{\max} = 320$  MPa und die Spannungsamplitude auf  $\sigma_a = 144$  MPa eingestellt. Die Spannungsintervalle ( $\Delta\sigma_{\max} = 20$  MPa;  $\Delta\sigma_a = 9$  MPa) wurden so wohl als „Stufenhöhe“ für den Treppenstufenversuch als auch als Steigerungswert im Last steigerungsversuch gewählt.

Es standen jeweils 13 Proben zur Verfügung. Bricht die erste Probe vor Erreichen der Grenz lastspielzahl, wird die nächste zu testende Probe mit einer um ein Intervall  $\Delta\sigma_a$  geringeren Spannungsamplitude belastet; bricht die Probe nicht, wird die nächste Probe mit einer um  $\Delta\sigma_a$  höheren Spannungsamplitude belastet. Der Vorteil der Treppenstufenversuche besteht darin, dass ein Schwingfestigkeitswert mit Fehlerintervall angegeben werden kann. Dadurch eignen sich diese Versuche besonders zum Vergleich zweier Probenserien.

Die Bruchflächen der gerissenen Proben wurden anschließend in metallographischen Schliff bildern und REM-Analysen untersucht. Die Querschliffe wurden dabei an die Stellen des Ris sursprungs gelegt. Abschließend erfolgte eine Quantifizierung des globalen Aluminiumge halts im Schweißgut sowie des maximal lokalen Aluminiumgehalts in Quer- und Flachsclif fen.

### 6.3.4 Artgleich AS150

Der nächste Schritt war der Entfall der Entschichtung für eine artgleiche Verbindung mit der Standard-Beschichtung AS150. Aufgrund des gegenüber AS80 Beschichtung fast doppelt so großen Aluminiumvolumens, das in die Schmelze einfließt, stellte dieser Schritt die letzte große Hürde dar.

Analog Abschnitt 6.3.3 wurden die zu diesem Zeitpunkt dünnste Verbindung als Serienprodukt, 1,0 an 0,8 mm, als Worst-Case-Betrachtung mit einem 8 kW CO<sub>2</sub>-Laser verschweißt. Variiert wurden erneut der Schweißspalt sowie Schweißgeschwindigkeit und Drahtvorschub. Eine Übersicht der Parameter gibt Tabelle 19. Bei dieser Beschichtung wurde hauptsächlich mit einem Spalt von 0,2 mm geschweißt, da dann weniger Aluminium aufgeschmolzen wird und ein größeres Volumen des aluminiumfreien Drahtes eingebracht werden kann.

Tabelle 19: Schweißparameter artgleich AS150

	1	2	3	4	5	6	7
Spalt [mm]	0,05	0,05	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2
$v_S$ [m/min]	7,0	5,5	7,0	7,0	5,5	5,5	3,5
$v_D$ [m/min]	2,5	2,5	4,5	3,0	4,0	2,5	2,0
$v_D/v_S$	0,36	0,45	0,64	0,43	0,73	0,45	0,57

Die Bleche wurden erneut zunächst im Plattenwerkzeug nach einer Verweildauer von 6 Minuten im 950 °C heißen Ofen und einer Transferzeit unter 10 Sekunden gehärtet. Danach wurden Zugversuche durchgeführt, Härtemessketten und metallographische Querschliffe erstellt.

### 6.3.5 Alternative Zusatzdrähte

Ein Unterschreiten des maximalen Aluminiumgehaltes lokal auftretender Anreicherungen unter 2 Ma.-% Al erweist sich als äußerst schwierig, vor allem wenn ein robuster, serientauglicher Prozess angestrebt wird. Daher sollten in den nächsten Versuchsreihen weitere Zusatzdrähte untersucht und mit den Ergebnissen der X90-Versuche verglichen werden. Die ausgewählten Drähte auf Eisenbasis sollten im Vergleich entweder einen erhöhten Kohlenstoffanteil oder aber einen höheren Gehalt austenitstabilisierender Elemente aufweisen. In einem Stichversuch wurde weiterhin Graphitspray zur Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes auf die Fügekannten gesprüht. Die so präparierten Bleche wurden dann mit dem bereits bekannten

Draht X90 verschweißt. Tabelle 20 zeigt die chemische Zusammensetzung der untersuchten Zusatzwerkstoffe.

Tabelle 20: Chemische Zusammensetzung der ausgewählten Zusatzdrähte

[Ma.-%]	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
<b>100Cr6</b>	1,0			1,25		
<b>C80</b>	0,8					
<b>UTP A DUR 600</b>	0,5	3,0	0,5	9,5		
<b>UTP A73 G2</b>	0,35	0,3	1,2	7,0	2,0	
<b>UTP A702 (1.6356)</b>	0,02			12,0	4,0	18,0
<b>Ni-Rod44</b>	1,5		11,0			44,0
<b>TWIP</b>	0,43	0,45	20,0	2,55		0,7
<b>X90 + C-Spray</b>	0,1+?	0,8	1,8	0,35	0,6	2,3

Die Fügepartner (erneut artgleich, 1 mm Blechstärke und AS150-Beschichtung) wurden ohne Spalt und mittels Festkörperlaser bei einer Geschwindigkeit von 6 m/min verschweißt. Die Drahtvorschubgeschwindigkeit lag zwischen 1,0 und 3,0 m/min. Anders als bei den vorangegangenen Versuchen wurde eine Linienfokusoptik eingesetzt. Dieser Linienfokus sollte eine höhere Homogenität in der Schmelze dadurch bewirken, dass das Schweißgut länger schmelzflüssig ist. Die Spotgröße betrug dazu 400 µm Breite und 1.800 µm in Schweißrichtung.

Da es sich bei diesen Versuchsreihen um Stichversuche handelte, sollten die mechanisch-technologischen Eigenschaften möglichst schnell ermittelt werden. Daher wurden die geschweißten Proben nicht wie gehabt im Plattenwerkzeug, sondern im Wasserbad gehärtet. Die Bleche wurden ebenfalls bei 925 °C für 5 Minuten im Kammerofen erwärmt, dann aber im Wasserbad innerhalb von ein bis drei Sekunden auf Raumtemperatur abgeschreckt.

Ein Vergleich zwischen Wasserbadhärten und Härten im Plattenwerkzeug zeigte, dass diese Vereinfachung eine ausreichende Aussagekraft hat, dass jedoch beim Wasserbadhärten tendenziell höhere Härten aufgrund des schnelleren Abkühlens erzielt werden (vgl. Abbildung 71).

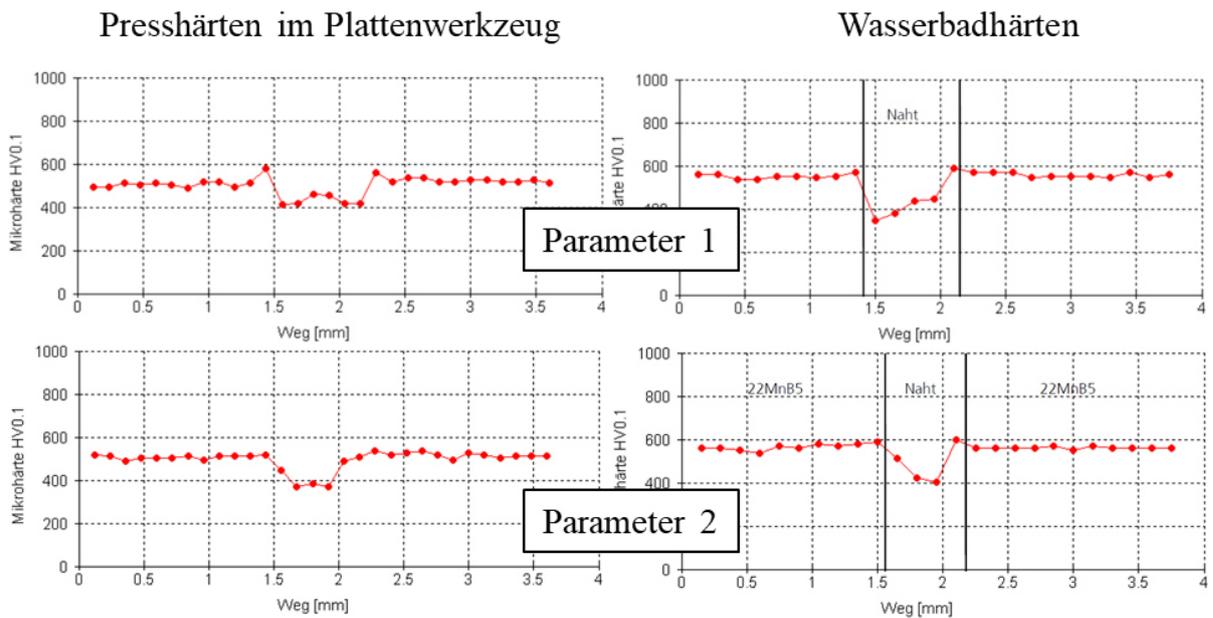


Abbildung 71: Vergleich Härteprofil Wasserbadhärten und Härten im Plattenwerkzeug beispielhaft für 2 verschiedene Parameter

Einzelne Proben wurden zum Vergleich zusätzlich wie gehabt im Plattenwerkzeug gehärtet.

Anschließend wurden die Proben in metallographischen Querschliffen analysiert sowie Härtemessungen durchgeführt. Bei einzelnen im Plattenwerkzeug gehärteten Proben wurden Zugversuche durchgeführt.

### 6.3.6 Graphitauftrag und weitere alternative Zusatzdrähte

Im Rahmen einer Masterarbeit sollten weitere Zusatzdrähte, vor allem aber das gezielte Zulegieren von Kohlenstoff untersucht werden. Dabei war ein Ziel, ein Verfahren zu finden, über das die eingebrachte Kohlenstoffmenge im Gegensatz zum Auftrag eines C-Sprays gezielt eingestellt werden kann. [ZYS 14]

Tabelle 21 zeigt eine Übersicht der chemischen Zusammensetzung der ausgewählten Zusatzdrähte. Dabei wurden zum einen erneut Drähte mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt (A350 und A650) und ein TWIP-Fülldraht (LIP-20) ausgewählt, als auch austenitische Drahtgüten mit hohem Chrom- und Nickelgehalten, die zur Stabilisierung des  $\gamma$ -Gebietes beitragen sollen. [ZYS 14]

Tabelle 21: Chemische Zusammensetzung der ausgewählten Zusatzdrähte

[Ma.-%]	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
X90	0,1	0,8	1,8	0,35	0,6	2,3
A350	0,7	0,3	2,0	1,0		
A650	0,36	1,1	0,4	5,2	1,4	
LIP-20 (TWIP)	0,6	0,33	17,35			
A1817	0,01	0,4	6,0	19,0	4,3	17,2
UTP A702	0,02			12,0 (Co)	4,0	18,0
A63	0,08	0,8	6,5	19,5		9,0

In Anlehnung an das Patent DE 1020 1001 9258 A1 [BRA 10], nach dem vor oder während des Schweißprozesses eine kohlenstoffhaltige Emulsion in flüssiger oder pastöser Form aufgetragen wird, wurde in den Versuchsreihen der Masterarbeit vor dem Verschweißen ein Gleitlack (Gleitmo 1740V) der Fa. Fuchs-Lubritech auf die Fügeanten aufgetragen. Es handelt sich dabei um einen Graphitlack auf Wasserbasis mit 20 % Graphitanteil. Aufgrund der niedrigen Viskosität ist dieser Lack zum automatisierten Auftragen z.B. mittels Zerstäuberdüse geeignet. In den Versuchen wurde der Graphitlack mittels Lackrolle aufgetragen. Dadurch entstand eine Schichtdicke von etwa  $70 \pm 25 \mu\text{m}$ . Der Graphitauftrag erfolgte entweder auf die Stirnkante, auf die dem Laserfokus zugewandten Oberfläche oder auf Stirnkante sowie beide Oberflächen aufgetragen (vgl. Abbildung 72). [ZYS 14]

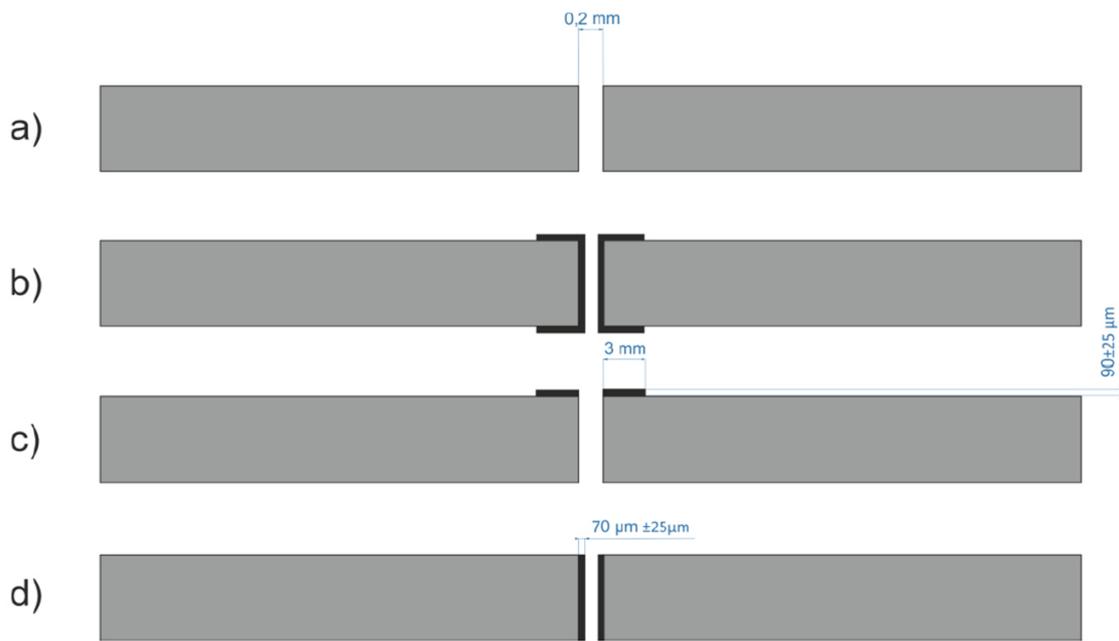


Abbildung 72: Präparation der Bleche für die Schweißversuche a) unbehandelte Bleche b) Graphit kombiniert (GA-Kombi) c) Graphit Fokusfläche (GA-OF) d) Graphit Stirnfläche (GA-Stirn) [ZYS 14]

Auch in diesen Versuchsreihen wurde ein Spalt von 0,2-0,25 mm zwischen den Fügepartnern (erneut artgleich, 1 mm Blechstärke und AS150-Beschichtung) eingestellt. Ebenso wurden die Bleche zunächst im Wasserbad gehärtet und im Anschluss eine Auswahl im Plattenwerkzeug. Zur Analyse dienten erneut metallographische Querschliffe sowie Härtemessungen. Zusätzlich zur Lichtmikroskopie wurde auch die Rasterelektronenmikroskopie aufgrund der höheren Auflösung eingesetzt. Mittels energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) wurde die chemische Zusammensetzung analysiert. Bei einzelnen im Plattenwerkzeug gehärteten Proben wurden Zugversuche durchgeführt. [ZYS 14]

In der Masterarbeit wurden zusätzlich zu den im Labor geschweißten Blechen auch Schweißungen an Serienschweißanlagen vorgenommen, um eventuelle Unterschiede zu ermitteln.

### 6.3.7 Graphit und Turboschweißen

In dieser Versuchsreihe sollten die Erkenntnisse aus [ZYS 14] weiter optimiert werden. Daher wurden die Parameter der besten Ergebnisse zu Grunde gelegt. Geschweißt wurde nur auf der Serienschweißanlage mit dem Zusatzwerkstoff X90. Erneut wurden Schweißungen mit und ohne Graphitauftrag verglichen. Um eine bessere Durchmischung der Schmelze, insbesondere im Bereich der Wurzel, zu erzielen, wurden Bleche auch im sogenannten Turbo-Conti Prinzip verschweißt. Dabei wird eine zweite Laserquelle, einen Diodenlaser, eingesetzt. Zunächst werden die Bleche wie beim konventionellen Prozess von der Decklagenseite aus ver-

schweißt. Anschließend wird die Wurzel etwa 100 mm weiter durch den Diodenlaser erneut aufgeschmolzen und verschweißt. Dieses Verfahren wird bei der Herstellung von Tailored Aluminum Blanks zum Glätten der Wurzel eingesetzt.

Um möglichst realitätsnahe Ergebnisse zu erzielen, wurden in dieser Versuchsreihe zwar artgleiche Bleche mit AS150-Beschichtung, jedoch aber mit unterschiedlichen Dicken verschweißt. Die Dickenkombination hat mit 0,8 und 1,2 mm in der Realität ebenfalls Worst-Case-Charakter. Der Schweißspalt betrug erneut 0,2 mm.

Tabelle 22 zeigt eine Übersicht über die acht Versuchsreihen.

Tabelle 22: Schweißparameter Turbo-Conti & Graphit

	1	2	3	4	5	6	7	8
<b>Prinzip</b>	Turbo-Conti	Turbo-Conti	Turbo-Conti	Turbo-Conti	Standard	Standard	Standard	Standard
<b><math>v_S</math> [m/min]</b>	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0	6,0
<b><math>v_D</math> [m/min]</b>	4,0	4,0	6,0	6,0	4,0	4,0	6,0	6,0
<b><math>v_D/v_S</math></b>	0,67	0,67	1,0	1,0	0,67	0,67	1,0	1,0
<b>Graphit</b>	nein	ja	nein	ja	nein	ja	nein	ja

Proben jedes Parametersatzes wurden im Plattenwerkzeug mit Dickensprung pressgehärtet und anschließend metallographisch untersucht. Weiterhin wurden Härtemessungen und Zugversuche durchgeführt.

## 6.4 Ergebnisse

### 6.4.1 Mischverbindung / Härten im Plattenwerkzeug

Alle Zugproben der ersten Versuchsreihe sind im Grundwerkstoff MBW®500 gerissen. Daher spiegeln die Zugfestigkeitswerte die Festigkeit dieses Fügepartners wider und liegen wie nach Tabelle 6 zu erwarten zwischen 540 und 560 MPa.

Bei den Härtemessungen über die Schweißnaht ist jedoch ein Einfluss der Zusatzdrahtmenge zu erkennen. Während sich das Härteniveau der Grundwerkstoffe ähnelt, ist das Härteniveau in der Schweißnaht höher, je mehr Zusatzdraht verwendet wird. Das ist auf den Einfluss der eingebrachten Legierungselemente wie in Kapitel 5 beschrieben zurückzuführen. Die Härte-

werte in der Schweißnaht liegen jedoch immer höher als die des MBW®500. Dadurch ist das oben beschriebene Versagensbild zu erklären. (vgl. Abbildung 73)

Abbildung 74 zeigt beispielhaft einige Querschliffe der verschiedenen Parametersätze. Lediglich bei der Probe des Parametersatz 5, die mit sehr wenig Zusatzdraht geschweißt wurde, sind größere Aluminiumanreicherungen zu erkennen. Aufgrund des geringen Drahtvolumens entsteht der erkennbare Decklageneinfall.

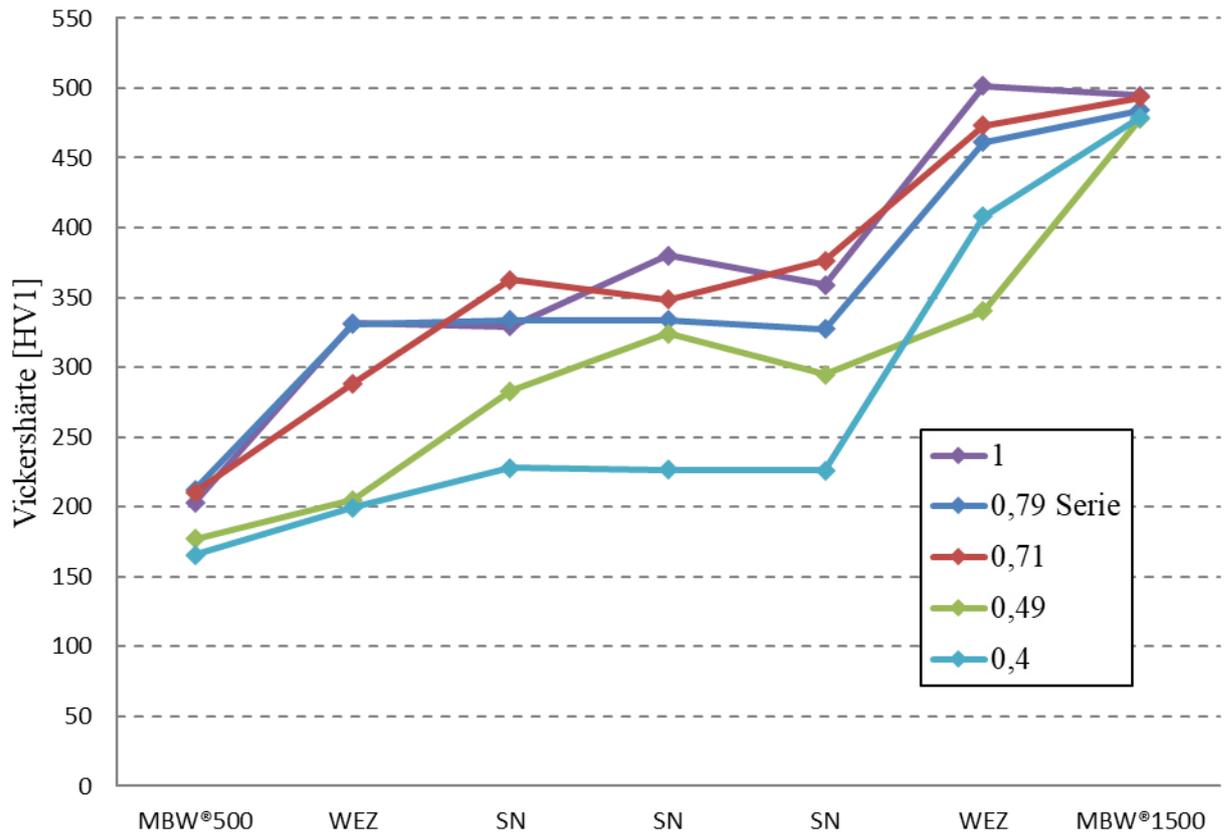


Abbildung 73: Vergleichende Härtemessung zum Einfluss der Zusatzdrahtmenge

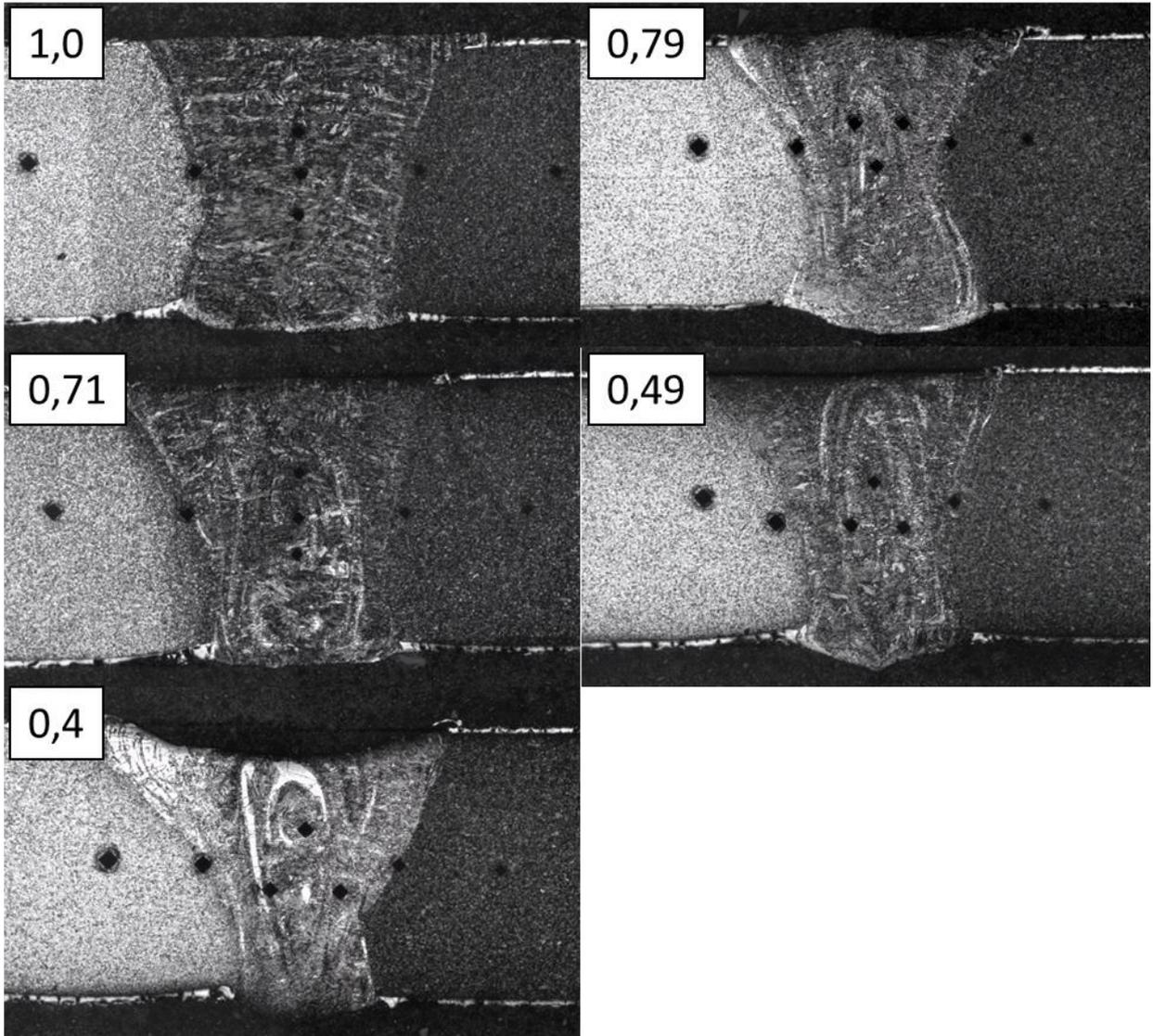


Abbildung 74: Querschliffe von Schweißnähten geschweißt mit verschiedenen Zusatzdrahtmengen

Auch bei den Hochgeschwindigkeitszugversuchen reißen ausnahmslos alle Proben im schwächeren Fügepartner MBW<sup>®</sup>500 (vgl. Tabelle 23). Daher handelt es sich bei den ermittelten mechanischen Kennwerten im Wesentlichen um Materialdaten dieses Werkstoffs und nicht um die Kennwerte der Schweißnähte. Bei allen Proben beschränkt sich die Zone der plastischen Deformation auf den mikrolegierten Werkstoff. In diesen Bereichen ist die vom Presshärten stammende Oxidschicht abgeplatzt. Bei den mit Draht geschweißten Blechen endet diese Zone tendenziell weiter entfernt von der Schweißnaht als bei den Referenzschweißungen. Ein Einfluss der Dehnrates auf die Bruchstelle ist nicht zu erkennen. Bei keiner Probe wurden Anrisse an den Oberflächen der Schweißnähte gefunden.

Sowohl Zugfestigkeit als auch Bruchdehnung bewegen sich für beide Dehnraten auf einem Niveau (vgl.

Tabelle 24). Kleine Unterschiede können mit Messungenauigkeiten des dynamischen Verfahrens erklärt werden. Zur Erfassung der Messwerte steht lediglich eine Versuchsdauer von 0,5 (bei  $200\text{ s}^{-1}$ ) bzw. 2,5 ms (bei  $40\text{ s}^{-1}$ ) zur Verfügung. Wie zu erwarten nimmt die Zugfestigkeit mit der Dehnrate zu. Die Bruchdehnung hängt jedoch nicht von der Dehnrate ab.

Tabelle 23: Hochgeschwindigkeitszugversuch, gerissene Proben

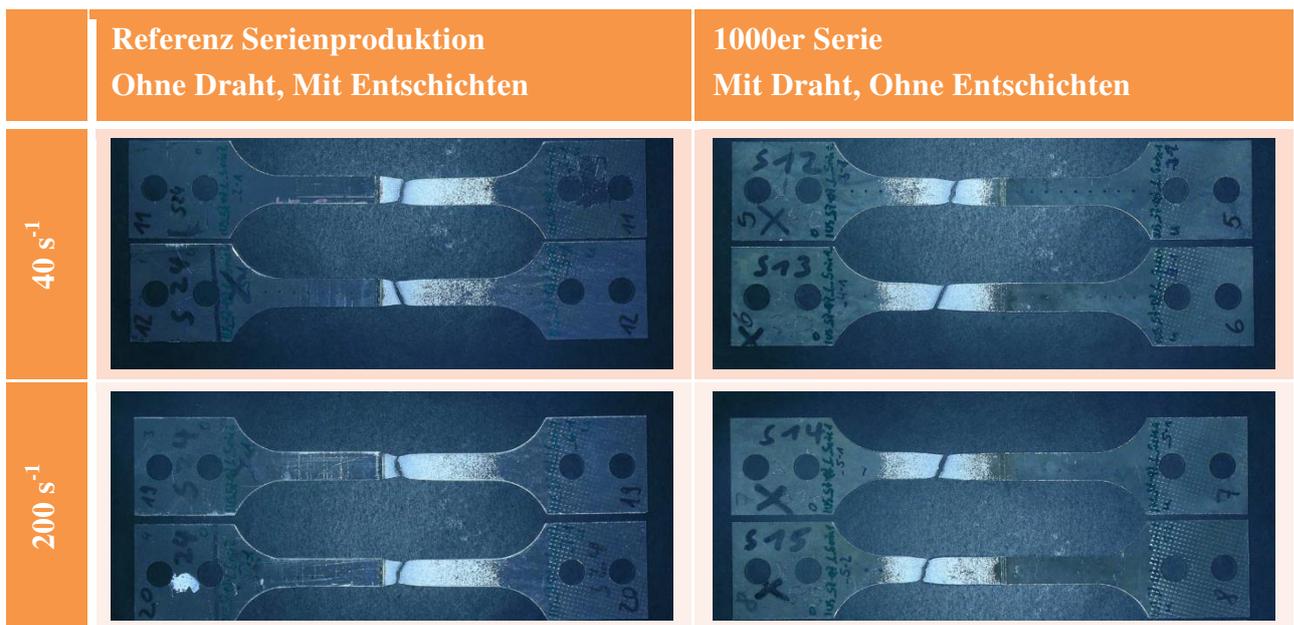


Tabelle 24: Untersuchungsergebnisse Hochgeschwindigkeitszugversuch

Dehnrate		40 s <sup>-1</sup>		200 s <sup>-1</sup>	
		1000er Serienlauf Mit Draht	Referenz Serienproduktion Ohne Draht	1000er Serienlauf Mit Draht	Referenz Serienproduktion Ohne Draht
Zugfestigkeit [MPa]	Min	545	554	732	734
	Max	573	649	781	768
	Mittel	553	580	748	745
Bruchdehnung [%]	Min	9,6	9,6	9,2	10,3
	Max	10,5	10,8	10,8	11,2
	Mittel	10,3	10,1	10,0	10,8

Aufgrund der Probenanzahl beim Laststeigerungsversuch kleiner 7 ist eine Aussage zur Dauerfestigkeit nicht möglich. Jedoch kann die Schwingfestigkeit der Proben qualitativ zueinan-

der verglichen werden. So haben die Proben eine bessere Schwingfestigkeit, für die die Bruchlastspielzahl in Abbildung 75 bei höheren Spannungsamplituden stehen, also weiter oben. Demnach lässt sich festhalten, dass die mit Draht und ohne vorheriges Entschichten geschweißten Proben eine tendenziell bessere Schwingfestigkeit aufweisen als die Referenzproben, die mit vorherigem Entschichten und ohne Draht geschweißt wurden. Bei den eingezeichneten Geraden handelt es sich um die graphische Veranschaulichung der Mittelwerte durch die Messpunkte.

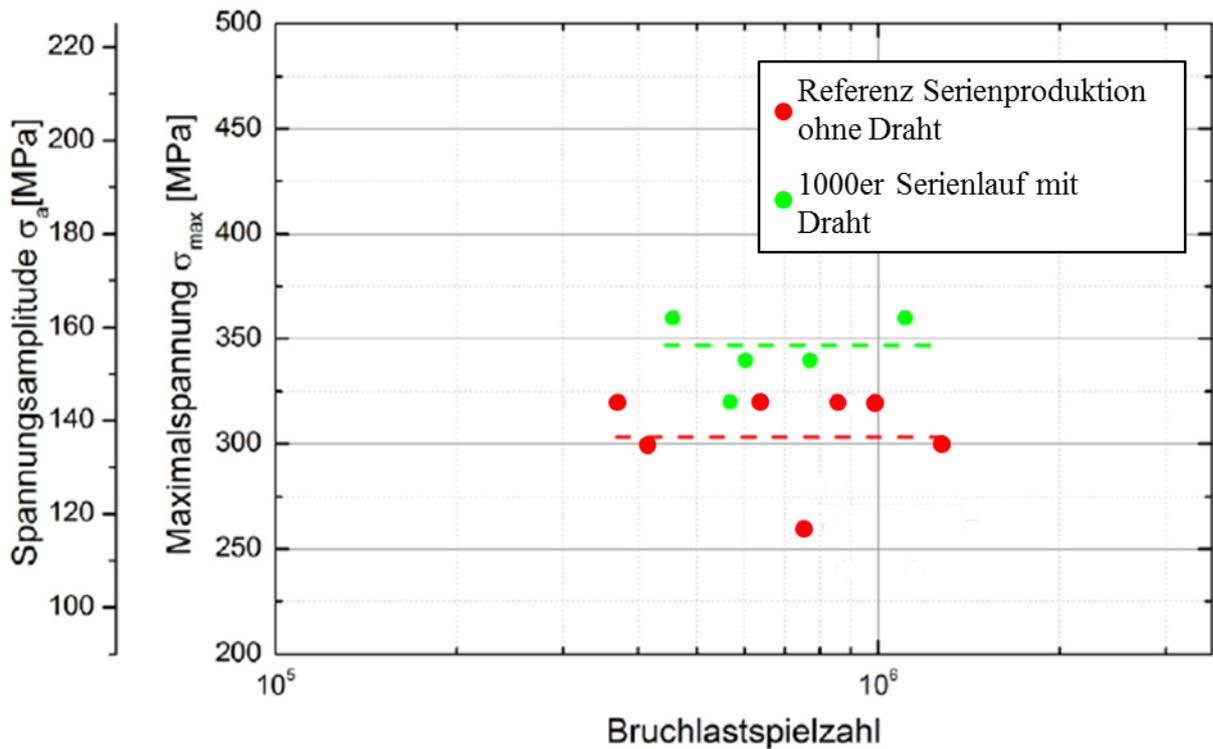


Abbildung 75: Bruchlastspielzahl-Spannungsamplitude/Maximalspannung (ähnlich Wöhler-Diagramm, aber mit linearer Ordinate); jeweils letzte Stufen der Laststeigerungsversuche

Eine gewisse Quantifizierung der Messergebnisse ist durch die Bildung der Mittelwerte der Spannungsamplituden und der Maximalspannungen für die letzte Stufe im Laststeigerungsversuch ohne Bruch möglich. Auch dann bestätigt sich, dass die mit dem neuen Verfahren geschweißten Proben qualitativ besser zu bewerten sind (vgl. Tabelle 25).

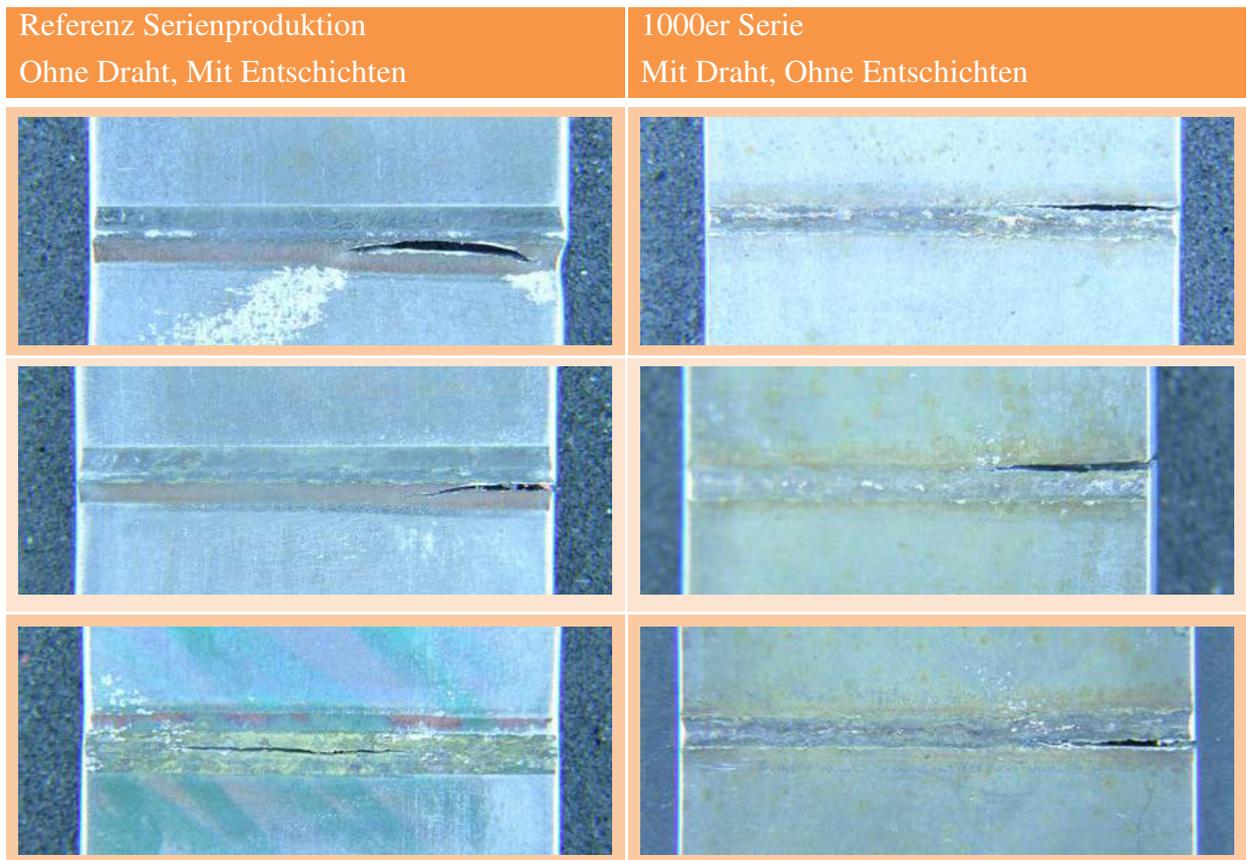
Tabelle 25: Mittelwerte der Spannungsamplitude und der Maximalspannung für die letzte Laststufe ohne Bruch

	1000er Serienlauf Mit Draht	Referenz Seri- enproduktion Ohne Draht
$\sigma_a$ [MPa]	150	129
$\sigma_{max}$ [MPa]	327	285

Im Vergleich mit der FAT-Klasse 100 (unbearbeitete Stumpfnähte, geschweißt unter Werkstattbedingungen, Belastung quer zur Naht) können die hier erreichten Schwingfestigkeiten als hoch eingeschätzt werden. [VAR 11]

Alle Dauerschwingproben reißen in den Schweißnähten oder nahe dem Übergang von Wärmeeinflusszone zur Schweißnaht (vgl. Tabelle 26). Die Proben wurden anschließend durch Anwendung eines Gewaltbruchs aufgebrochen, um metallographische Schliffe und REM-Bruchflächenaufnahmen zu erzeugen. Die Querschliffe stammen dabei für alle Proben genau von der Stelle ( $\pm 0,05$  mm), für die bei der REM-Bruchflächenanalyse der Rissausgangsort ermittelt wurde.

Tabelle 26: Lage der Brüche an den Schwingproben



Bei den Referenzproben sind 5 von 7 Proben am Übergang Schweißnaht zu Wärmeeinflusszone auf der Seite des MBW<sup>®</sup>500 gebrochen, eine auf der Seite des MBW<sup>®</sup>1500. Die letzte Probe ist in der Schweißnahtmitte gebrochen. Bei alle Proben geht der Riss von der Nahtoberseite aus.

Bei allen 5 Proben der 1000er Serie mit Draht geht der Riss von der Nahtwurzel aus. Alle Proben reißen am Übergang Schweißnaht zu Wärmeeinflusszone, 3 davon auf der Seite des MBW<sup>®</sup>1500 und 2 auf der Seite des MBW<sup>®</sup>500.

Bei keiner der untersuchten Bruchflächen können Stellen identifiziert werden, an denen eine erhöhte Aluminium-Konzentration vorliegt. Die unterschiedliche Lage der Rissursprungsorte (Nahtoberseite oder Nahtwurzel) deutet auf eine unterschiedliche Ursache für die Rissbildung hin. Dies kann anhand der REM-Untersuchungen bestätigt werden.

Die REM-Analysen der Referenzproben zeigten als Ursache für die Risseinleitung einen Nahtefall auf der Nahtoberseite auf. Die Probe reißt jeweils an der tiefsten Stelle dieses Einfalls und damit am geringsten Querschnitt der Probe. Die geometrische Kerbwirkung führt

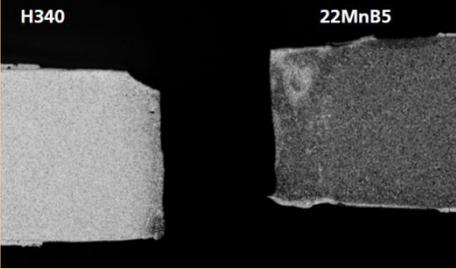
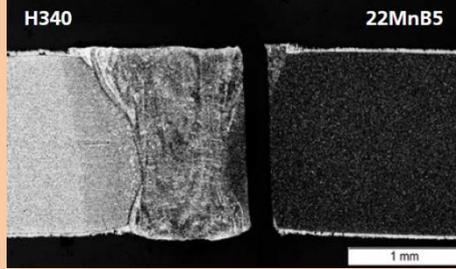
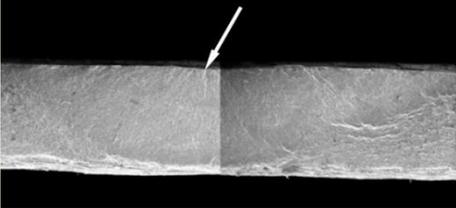
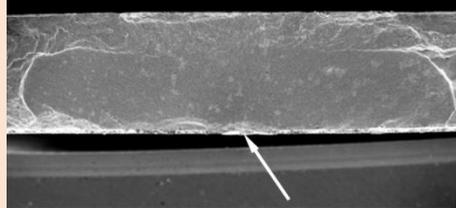
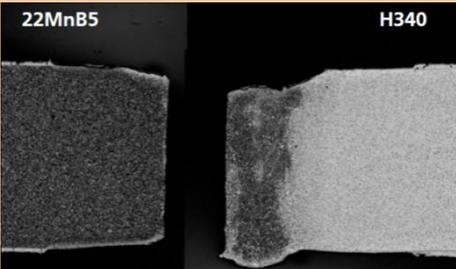
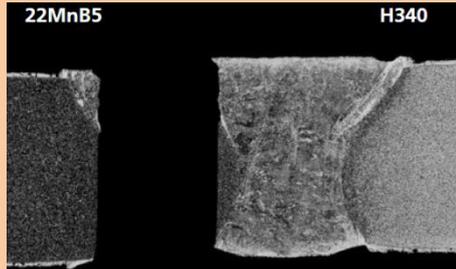
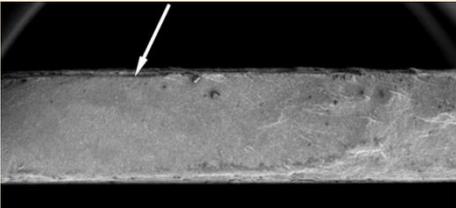
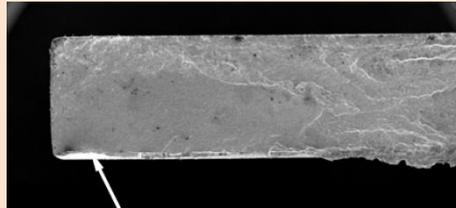
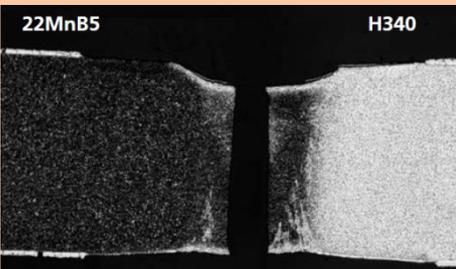
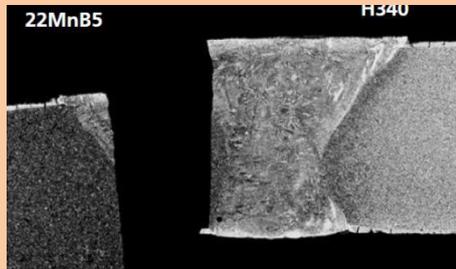
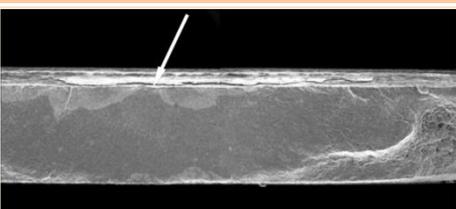
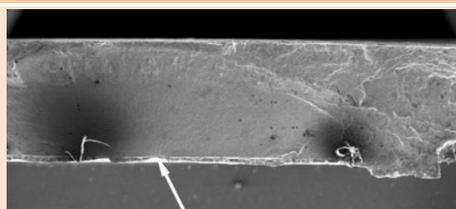
also zu einer Spannungserhöhung im Kerbgrund und damit einer Verschlechterung im Schwingtest.

Als Ursache für die Risseinleitung bei den mit Draht geschweißten Proben können Einbrandkerben an der Wurzelseite identifiziert werden. Dementsprechend ist auch hier der Grund für die Verminderung der Festigkeit die geometrische Kerbwirkung. Das heißt auch, dass Aluminium-Anreicherungen nicht als Rissursache ausgemacht werden können. Somit ist der von der Beschichtung eingebrachte Volumen nicht als kritisch für die Schwingfestigkeit zu bewerten. Aufgrund der geringen Größe der  $\alpha$ -Mischkristalle sind diese als Einschlüsse zu behandeln. Nur intermetallische Phasen und Mischkristalle, die durch die gesamte Schweißnaht hindurch reichen, könnten die Schwingfestigkeit beeinflussen.

Tabelle 27 gibt eine Übersicht über eine Auswahl der metallographischen Schliffe sowie REM-Untersuchungen. In letzteren kennzeichnen weiße Pfeile jeweils die Stellen des Rissursprungs.

Aufgrund der Ergebnisse im Hochgeschwindigkeits-Zugversuch und im Laststeigerungsversuch können sowohl die Referenzproben als auch die Proben, die mit dem neuen Verfahren geschweißt wurden, hinsichtlich ihrer Schwingfestigkeit und insbesondere hinsichtlich der Crash-Belastbarkeit als qualitativ hochwertig beurteilt werden.

Tabelle 27: Metallographische Schliffe zum Verlauf der Brüche und REM-Bruchflächenaufnahmen (jeweils darunter)

Referenz Serienproduktion Ohne Draht, Mit Entschichten	1000er Serie Mit Draht, Ohne Entschichten
	
	
	
	
	
	

### 6.4.2 Mischverbindung / Härten im realen Werkzeug

Wie schon in den vorangegangenen Versuchen reißen alle aus den dreidimensionalen Bauteilen entnommenen Zugproben im ferritischen Grundwerkstoff MBW<sup>®</sup>500. Die ermittelte Zugfestigkeit liegt mit 588-597 MPa leicht höher als die Herstellerangabe von 550 MPa (vgl. Tabelle 6).

Bei allen Härtemessreihen liegt das Härteniveau der Schweißnähte zwischen dem des martensitischen MBW<sup>®</sup>1500 und dem des ferritischen MBW<sup>®</sup>500 (vgl. Abbildung 76). Daher kann man auf ein Mischgefüge von Martensit und Ferrit in den Schweißnähten schließen.

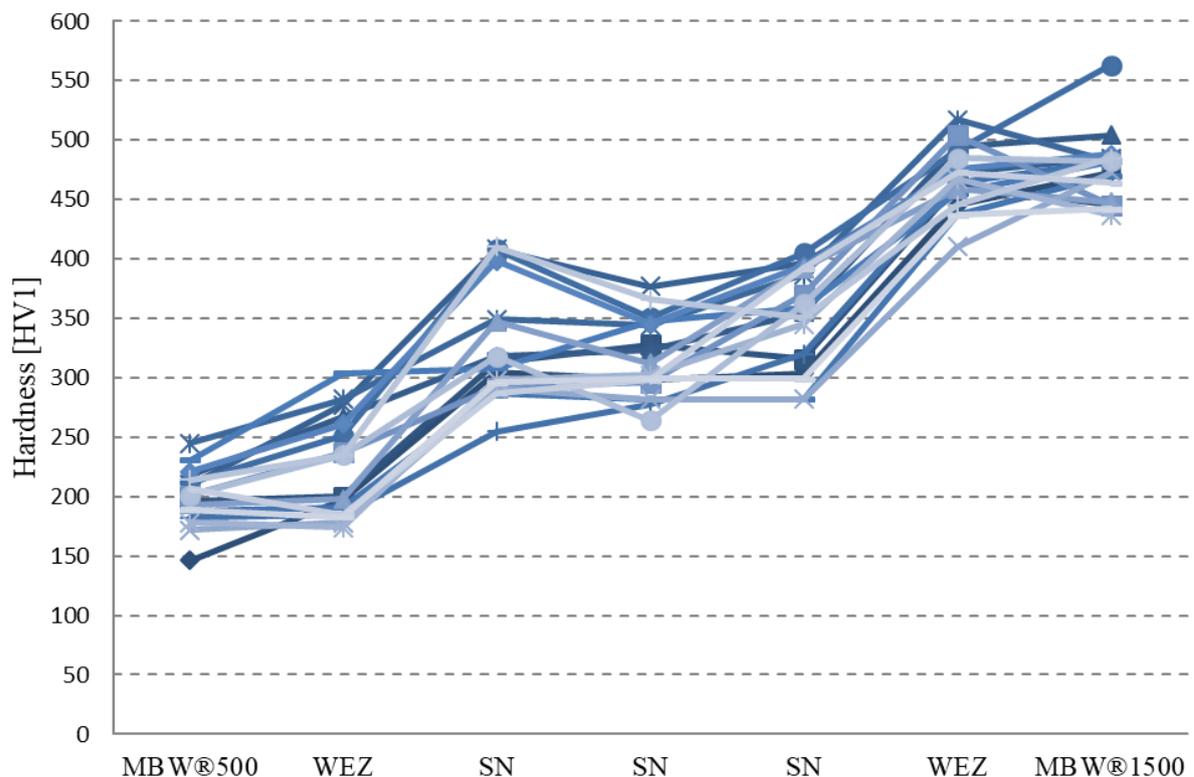


Abbildung 76: Härtemessungen Mischverbindung 1,2 mm

Bei den metallographischen Untersuchungen fallen etwas mehr als in den vorangegangenen Untersuchungen Aluminiumanreicherungen auf, bei denen bei 32-facher Vergrößerung nicht bewertet werden kann, ob es sich dabei um  $\alpha$ -Ferrit oder um intermetallische Phasen handelt. Auch wenn eine 500-fache Vergrößerung auf  $\alpha$ -Ferrit schließen lässt (vgl. Abbildung 77), wurden in diesen Bereichen lokale Härtemessungen mit HV 0,1 durchgeführt.

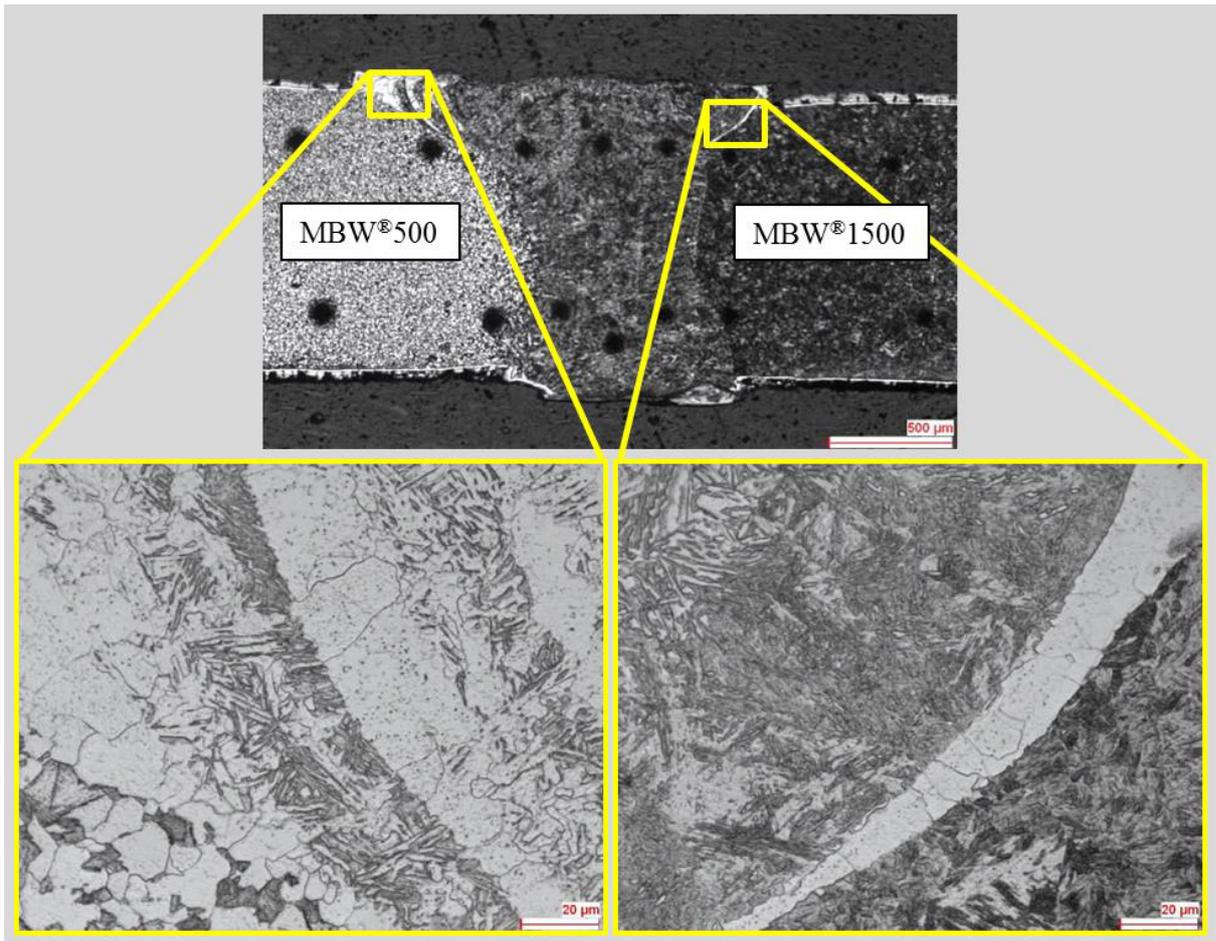


Abbildung 77: Metallographische Untersuchungen an Proben der Mischverbindung 1,2 mm mit 32- und 500-facher Vergrößerung

Auch die lokalen Härtemessungen bestätigen die Vermutung, dass es sich bei den Anreicherungen um  $\alpha$ -Ferrit handelt. Die Härtemessungen liegen zwischen 206 und 419 HV und damit zwischen den Härtewerten der beiden Grundwerkstoffe. Beispielhaft zeigt Abbildung 78 die Lage der lokalen Härtemessungen und Ergebnisse einer Probe. Anhand dieser lokalen Härtemessungen lassen sich jedoch intermetallische Phasen, z.B.  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , noch nicht abschließend ausschließen (vgl. Tabelle 28). Letztere liegt bei ungefähr 15-20 Gewichtsprozent Aluminium (vgl. Abbildung 66).

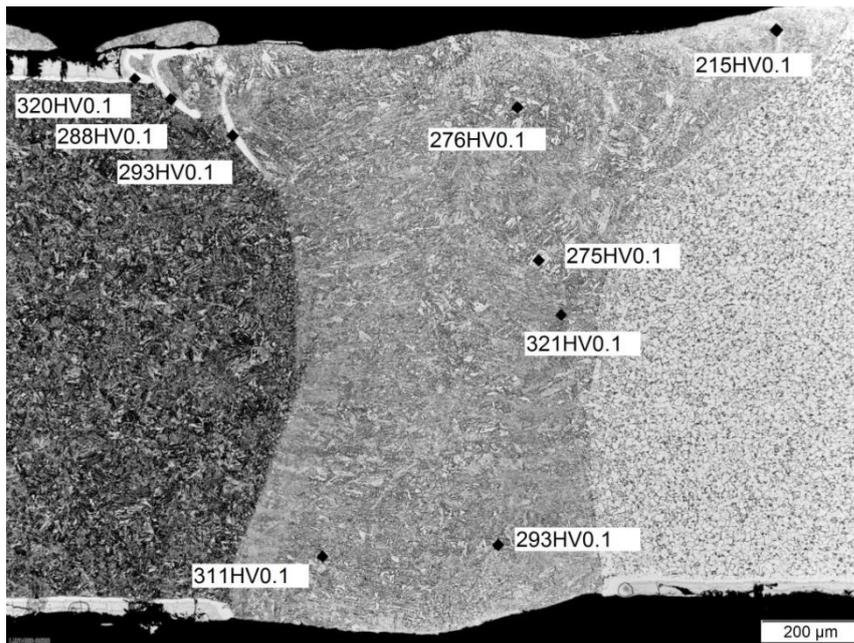


Abbildung 78: Lokale Härtemessungen HV 0,1 Mischverbindung 1,2 mm

Tabelle 28: Zu erwartende Härte verschiedener intermetallischer FeAl-Phasen [POT 06]

Phase	Härte [HV]
FeAl	491-667
Fe <sub>3</sub> Al	344-368
FeAl <sub>2</sub>	1058-1070
Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>	1000-1158
FeAl <sub>3</sub>	772-1017

Aufgrund dieser Unsicherheit wurden abschließend noch REM-Aufnahmen und EDX-Mappings erstellt, um intermetallische Phasen ausschließen zu können. Beispielhaft zeigt Abbildung 79 diese Analyse. Zunächst wurden die REM-Aufnahmen des Querschliffs auf intermetallische Phasen überprüft. Anschließend wurden im EDX-Mapping des Querschliffs sowohl der globale Aluminiumgehalt der Schweißnaht als auch das lokale Aluminium-Maximum in der Schweißnaht ermittelt. Anschließend wurden zusätzlich Flachschnitte ca. 0,1 mm unterhalb der Nahtoberseite erstellt, da dort wie in Abbildung 78 zu erkennen in erster Linie Aluminium-Anreicherungen zu finden waren. Die Lage des Flachschnitts ist im EDX-Mapping des Querschliffs eingezeichnet. Nun wurde auch im Flachschnitt ein EDX-Mapping durchgeführt.

Über alle Proben gesehen wird im EDX-Verfahren ein maximaler globaler Aluminium-Gehalt in der Schweißnaht von 1 Massen-% gemessen, lokal maximal 3,8 Massen-%. Anhand dieser

Werte lässt sich abschließend das Vorliegen intermetallischer Phasen ausschließen. Auch die REM-Aufnahmen zeigten keine Anzeichen für solche Phasen.

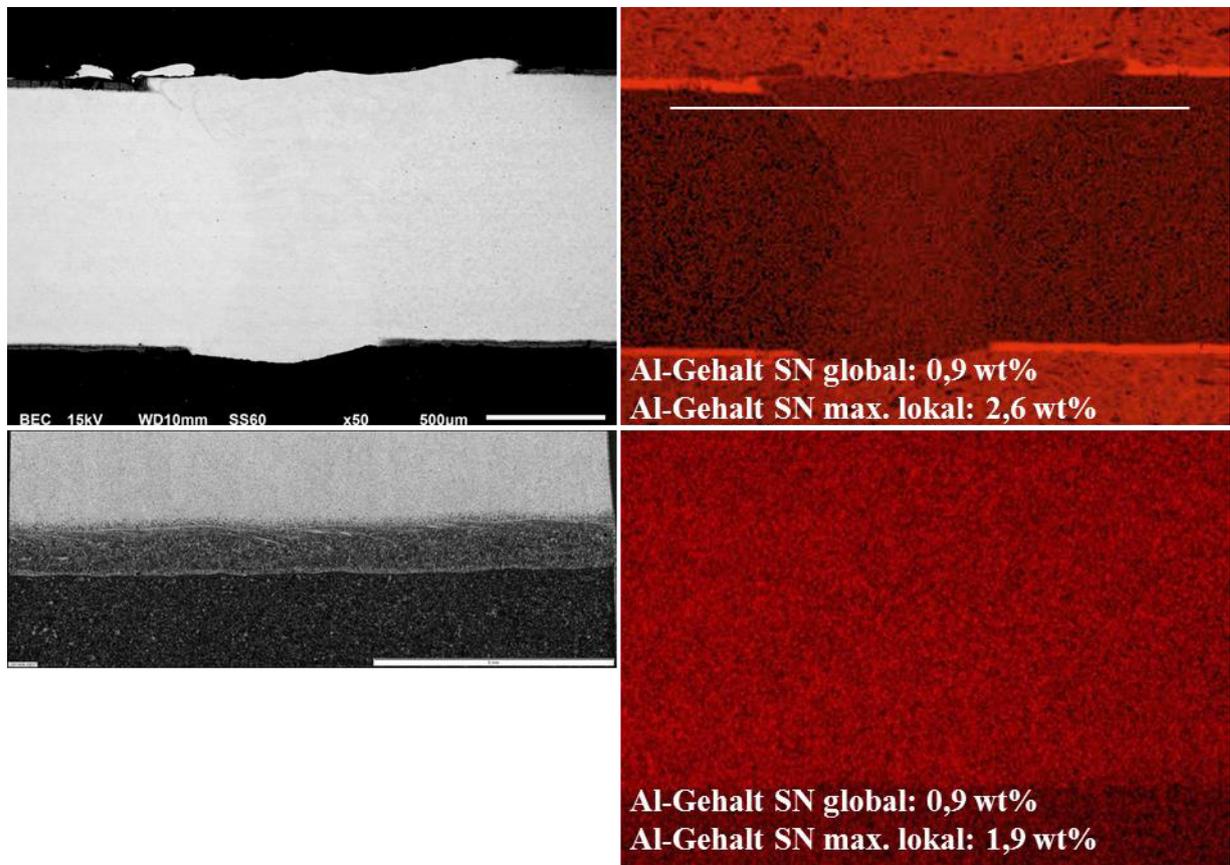


Abbildung 79: REM-Aufnahme (links) und EDX-Analyse (rechts) Mischverbindung 1,2 mm; oben: Querschliff; unten: Flachschliff

### 6.4.3 Artgleich AS80

Bei den quasistatischen Zugversuchen versagen im Vergleich zu der Mischverbindung erstmals auch Proben in der Schweißnaht. Jedoch ist das aufgrund der maximal gleich hohen Härte des Schweißgutes statistisch auch zu erwarten. Die Zugprobe sollte bei einheitlicher Härte beim kleinsten Querschnitt reißen. Dies kann sowohl im dünneren 1,0 mm dicken Blech als auch in der Schweißnaht sein, vor allem bei Nahtimperfectionen wie z.B. Einbrandkerben.

Ein Einfluss der Schweißparameter auf die Ergebnisse des Zugversuches ist nicht zu erkennen. Bei mit 0,05 mm Schweißspalt gefügten Proben reißt eine von vier in der Schweißnaht. Eine Probe, die im dünnen Blech reißt, zeigt mit 1271 MPa eine sehr geringe Zugfestigkeit. Dies lässt auf einen Fehler im Härteprozess schließen. Bei den restlichen Proben bewegt sich die Festigkeit zwischen 1530 und 1573 MPa. Im Fall der in der Schweißnaht gerissenen Probe fällt die Zugfestigkeit im Vergleich zu den im Grundwerkstoff gerissenen Proben nicht ab.

Bei mit 0,2 mm Schweißspalt gefügten Proben reißen zwei von 10 Proben in der Schweißnaht. Die Zugfestigkeit liegt zwischen 1550 und 1573 MPa, also ist auch hier die Zugfestigkeit der in der Schweißnaht gerissenen Proben nicht niedriger. Als Ursache für das Versagen der Proben lässt sich anhand der metallographischen Querschliffe ein starker Decklageneinfall ausmachen (vgl. Abbildung 80).

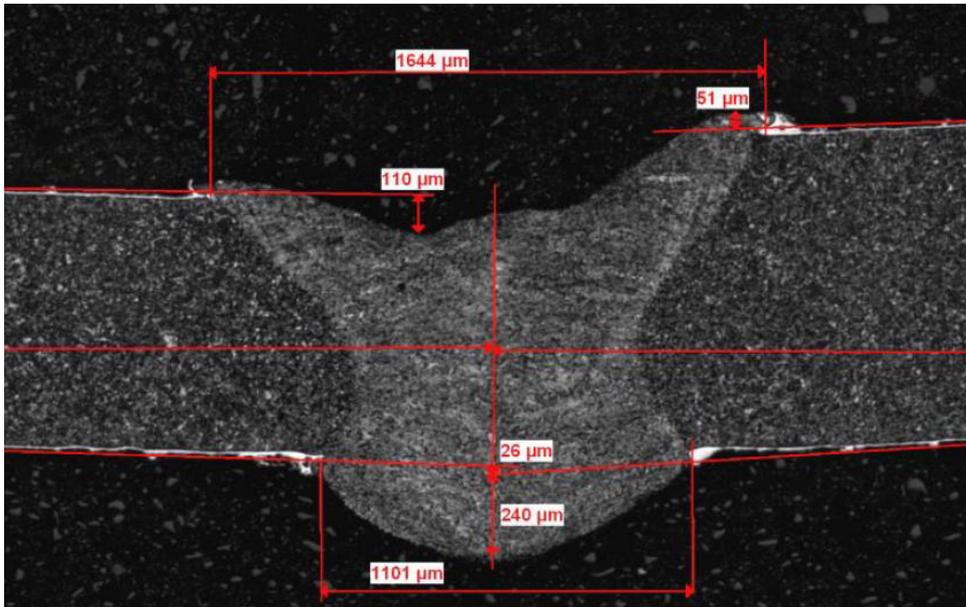


Abbildung 80: Metallographischer Querschliff einer Probe, deren Zugprobe in der Schweißnaht reißt

In keinem der 36 Querschliffe sind Anzeichen für Aluminiumanreicherungen zu erkennen. Abbildung 81 zeigt beispielhaft einige dieser metallographischen Analysen.

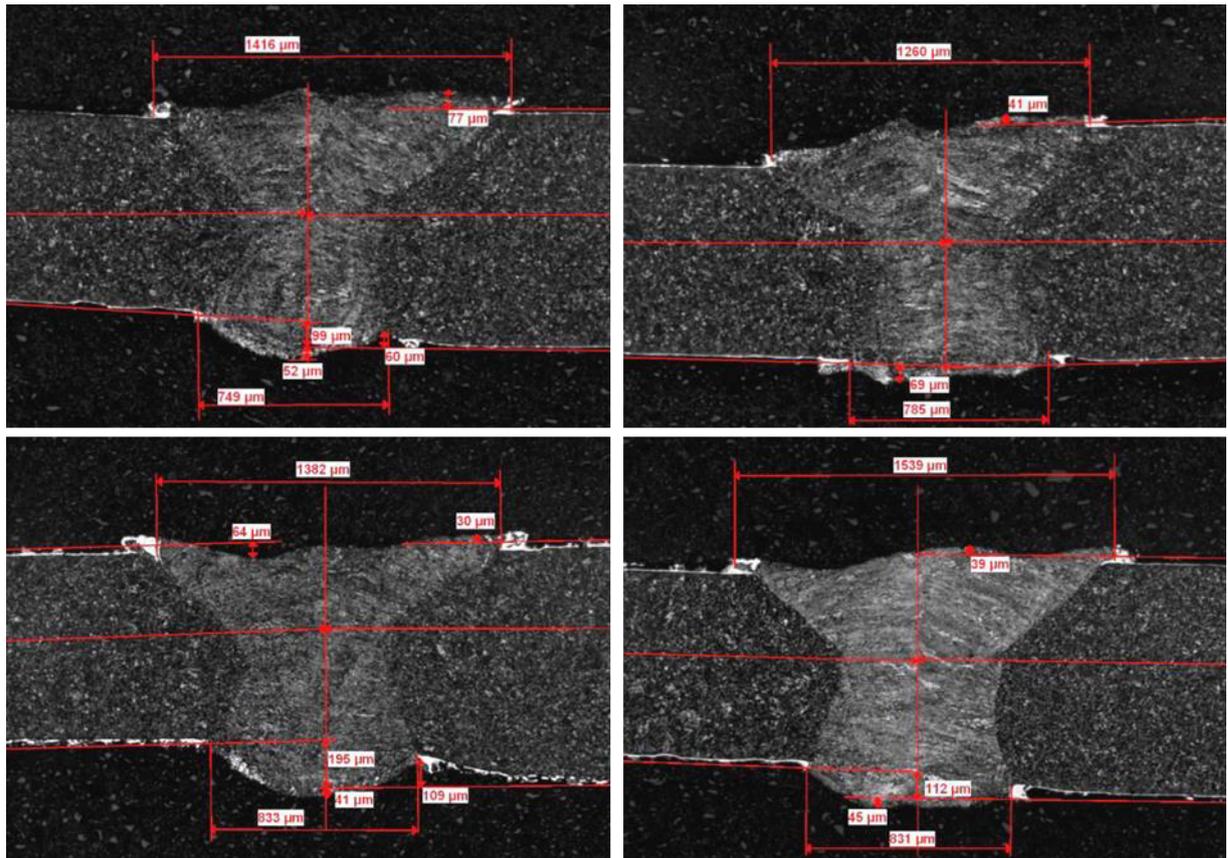


Abbildung 81: Metallographische Querschliffe artgleiche Verbindung AS80 (1,0 an 0,8 mm)

Abbildung 82 zeigt die Ergebnisse der Härtemessketten. Zwar ist die Härte in Schweißnaht und Wärmeinflusszone leicht niedriger als die der Fügepartner, jedoch ist der Abfall sehr gering und der niedrigste ermittelte Härtewert liegt mit 471 HV deutlich über den von den meisten OEMs geforderten 415 HV. Eine Ursache für diesen Härteabfall könnte auch der Dickensprung des Tailor Welded Blanks und ein mangelnder Formschluss im Härtewerkzeug sein. Der Härteabfall fällt für die mit 0,2 mm Spalt geschweißten Bleche leicht schwächer aus als für die mit 0,05 mm geschweißten Bleche. Der Einfluss des Geschwindigkeitsverhältnisses zwischen Schweiß- und Drahtfördergeschwindigkeit scheint vernachlässigbar klein.

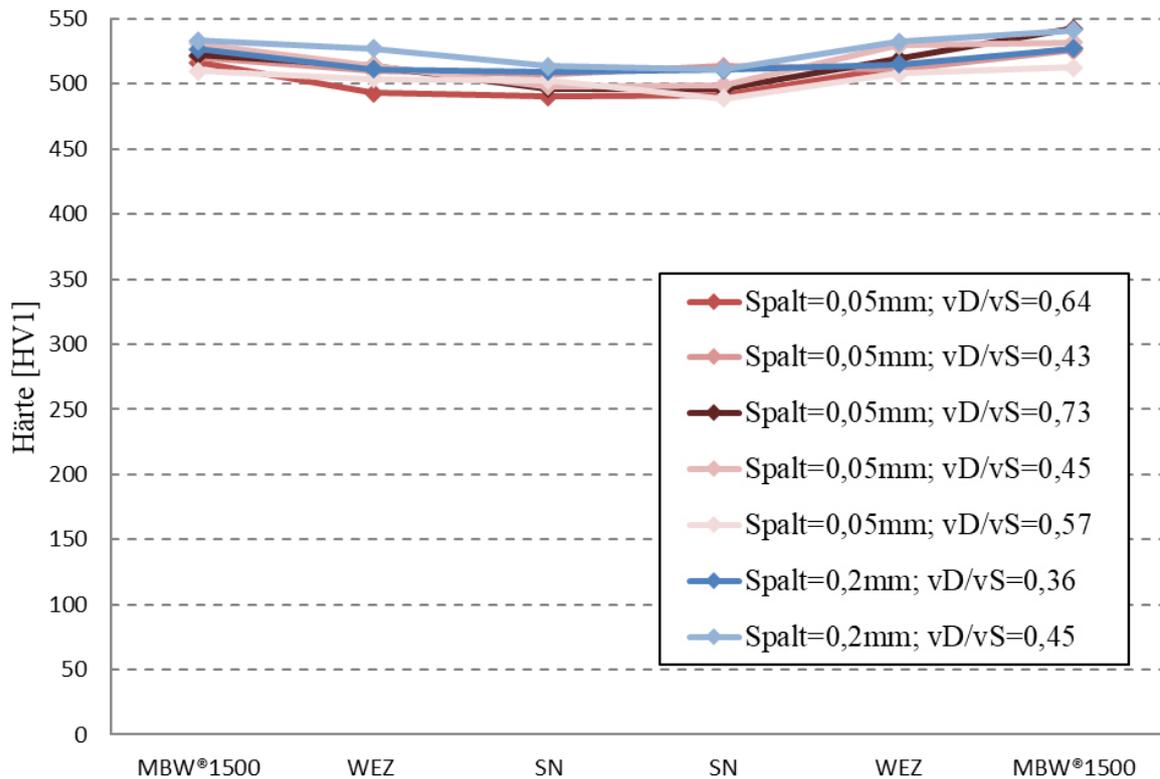


Abbildung 82: Härtemessungen artgleiche Verbindung AS80 (1,0 an 0,8 mm)

Diese Ergebnisse werden auch in der zweiten Versuchsreihe, bei der auch dynamische Untersuchungen durchgeführt wurden, bestätigt. Im quasistatischen Zugversuch reißt eine von 6 mit dem Heißdraht geschweißten Proben in der Naht. Die Zugfestigkeit dieser Probe ist mit 1546 MPa jedoch auf dem gleichen Niveau wie bei den im Grundwerkstoff gerissenen Proben (1532-1559 MPa). Bei den mit dem konventionellen Verfahren geschweißten Referenzproben reißen 5 von 6 Proben in der Schweißnaht. Die Zugfestigkeit ist aber auch hier für alle Proben im Soll (1446-1563 MPa). Als Ursache für das bessere Rissverhalten der Drahtproben ist die optimierte Nahtgeometrie ohne Querschnittsverjüngungen anzusehen (vgl. Abbildung 83).

Auch hier können bei keinem Querschliff Anzeichen für Aluminiumanreicherungen ausgemacht werden. Bei dieser Blechdickenpaarung zeigt sich bei den mit Draht geschweißten Blechen ebenfalls ein leichter Härtesack in der Schweißnaht, der jedoch wie zuvor marginal ausfällt. Der minimale Härtewert liegt mit 476 HV nur geringfügig unter den Werten des Grundwerkstoffs.

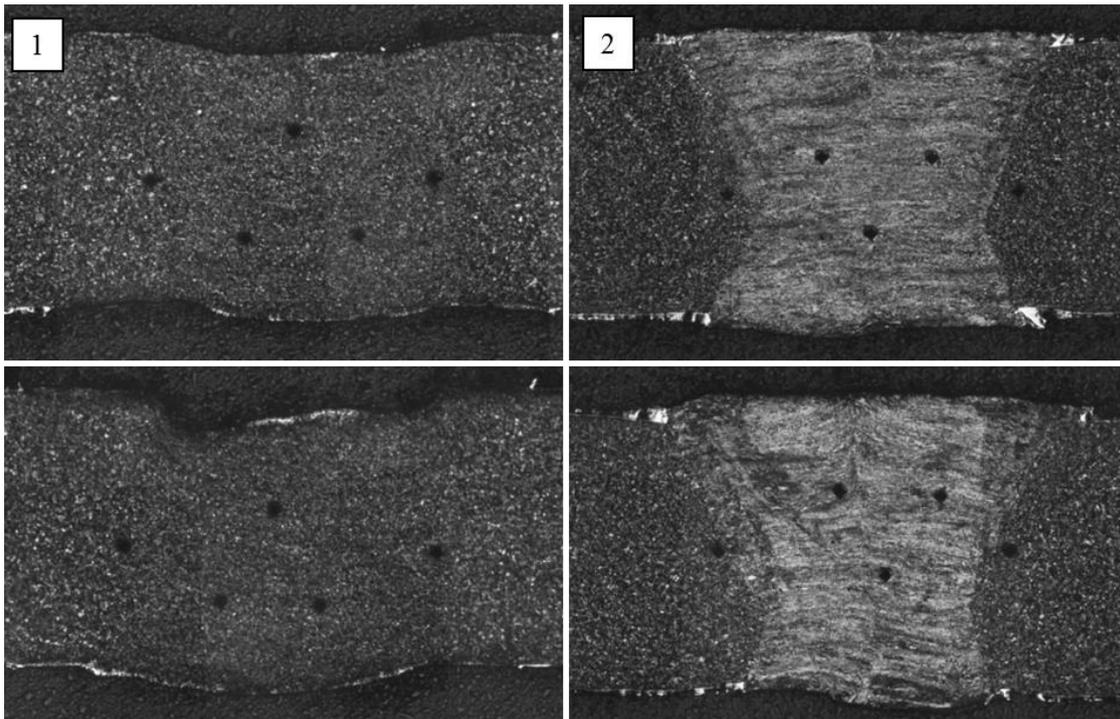


Abbildung 83: Metallographische Querschliffe artgleiche Verbindung AS80 (1,2 an 1,2 mm; 1- Referenzschweißung konventioneller Prozess; 2- Heißdrahtprozess)

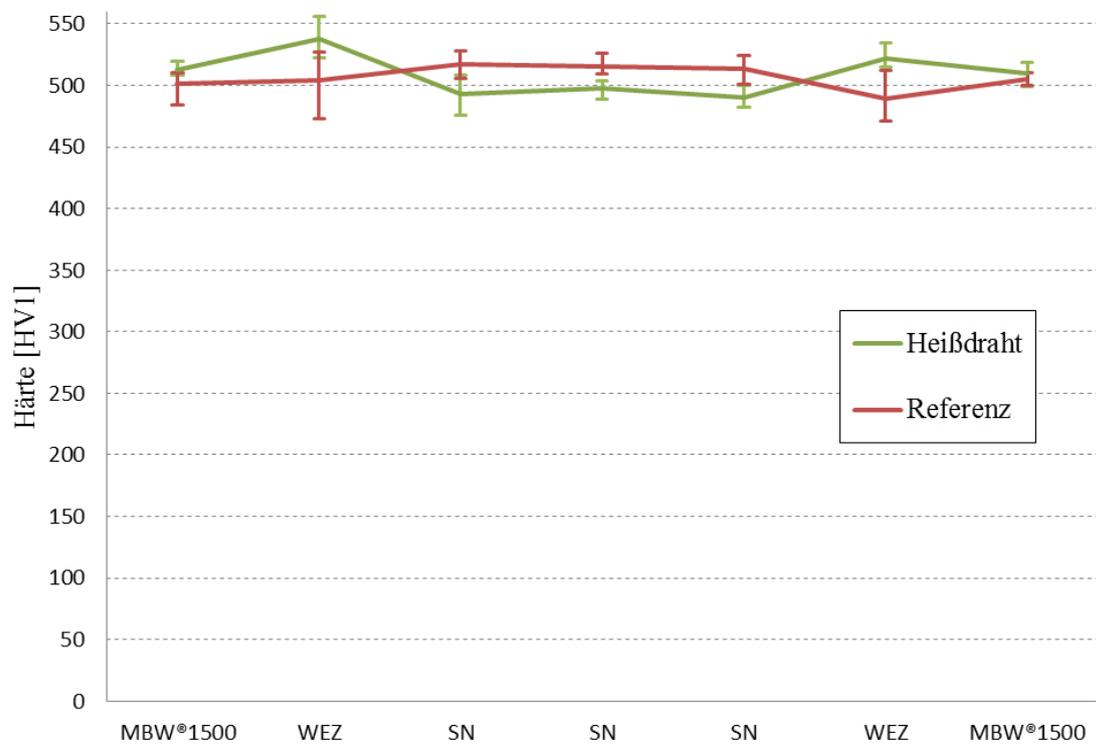


Abbildung 84: Härtemessungen artgleiche Verbindung AS80 (1,2 an 1,2 mm)

Tabelle 29 und Tabelle 30 zeigen die Ergebnisse der Hochgeschwindigkeitszugversuche. Daraus lassen sich folgende Ergebnisse ablesen. Es besteht kein Einfluss des Schweißverfahrens auf die Zugfestigkeit, unabhängig von der Dehnrates. Wie schon in Abschnitt 6.4.1 nimmt die Zugfestigkeit mit der Dehnrates zu. Auch die Bruchdehnung ist unabhängig von der Dehnrates, ist jedoch größer für die mit dem Heißdrahtverfahren geschweißten Proben.

Tabelle 29: Hochgeschwindigkeitszugversuch, gerissene Proben

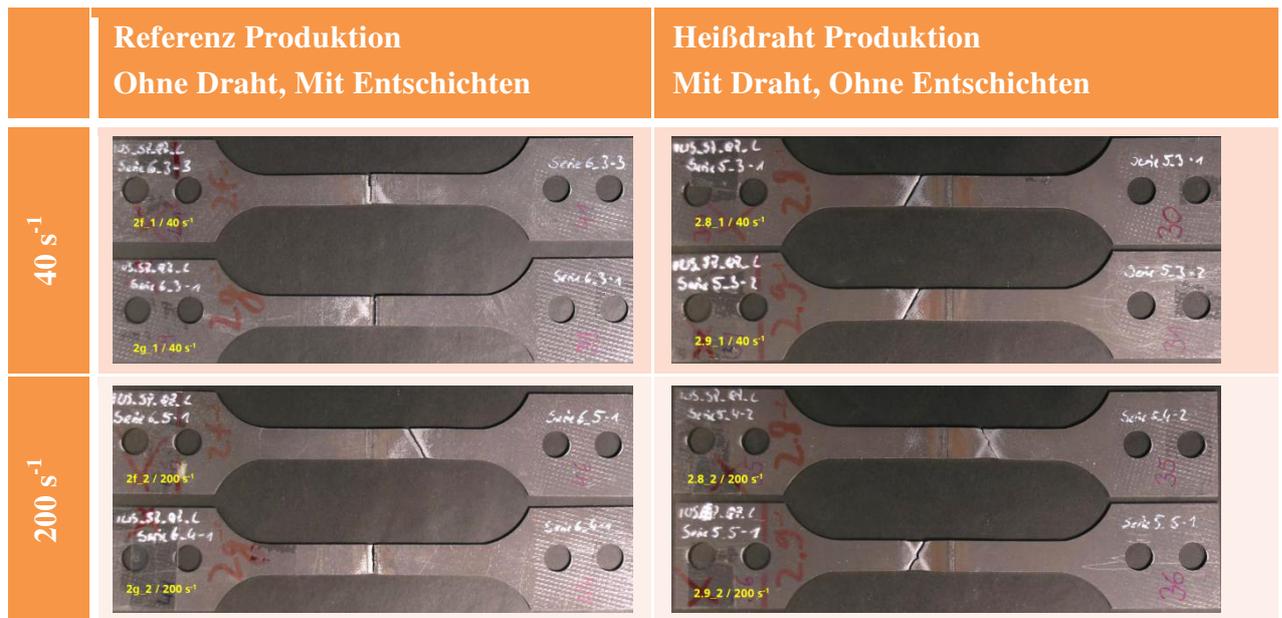


Tabelle 30: Untersuchungsergebnisse Hochgeschwindigkeitszugversuch

Dehnrates		40 s <sup>-1</sup>		200 s <sup>-1</sup>	
		Heißdraht Ohne Entschichten	Referenz Ohne Draht Mit Entschichten	Heißdraht Ohne Entschichten	Referenz Ohne Draht Mit Entschichten
Zugfestigkeit [MPa]	Min	1495	1483	1888	1847
	Max	1576	1581	2064	2100
	Mittel	1550	1549	1970	1975
Bruchdehnung [%]	Min	4,3	2,7	4,3	3,2
	Max	5,8	4,8	7,2	4,8
	Mittel	5,0	3,8	6,0	3,7

Auffällig ist zudem die Lage der Bruchstellen für die beiden Serien. Bei den zuvor entschichteten und konventionell geschweißten Referenzproben reißen 9 von 10 Proben in den Schweißnähten, während bei den mit Draht geschweißten Proben in jedem Fall der Grundwerkstoff versagt und die Schweißnaht intakt bleibt. An den gerissenen Proben ist zu erken-

nen, dass die Zone hoher Deformation bei den Referenzproben in der Nähe der Schweißnaht liegt, während sie bei den mit Draht geschweißten Proben deutlich entfernt der Naht liegt. Dies lässt darauf schließen, dass Aluminiumanreicherungen keine Rolle für die Ergebnisse spielen. Es ist jedoch davon auszugehen, dass auch hier die Nahtgeometrie den größten Einfluss hat.

Die Ergebnisse der Treppenstufenversuche und der ergänzend durchgeführten Laststeigerungsversuche sind in Abbildung 85 zusammengestellt. Tabelle 31 enthält die Schwingfestigkeiten für 50% Überlebenswahrscheinlichkeit im Vergleich der beiden Probenserien. Diese Ergebnisse lassen die Schlussfolgerung zu, dass mit sehr hoher Wahrscheinlichkeit die Schwingfestigkeit der mit Zusatzdraht geschweißten Proben besser ist als die des Serienstandes.

Die Einschränkung ergibt sich daraus, dass der Fall, in dem das Fehlerband für den Serienprozess gerade nach oben ( $136 \text{ MPa} + 8 \text{ MPa} = 144 \text{ MPa}$  bzw.  $303 \text{ MPa} + 18 \text{ MPa} = 321 \text{ MPa}$ ) und dass das Fehlerband für die Schweißungen mit Draht gerade nach unten voll ausgeschöpft wird ( $151 \text{ MPa} - 7 \text{ MPa} = 144 \text{ MPa}$  bzw.  $336 \text{ MPa} - 16 \text{ MPa} = 320 \text{ MPa}$ ), nicht ganz ausgeschlossen werden kann. Falls dieser unwahrscheinliche Fall einträte, müssten die Schwingfestigkeiten der beiden Serien als gleich eingeschätzt werden.

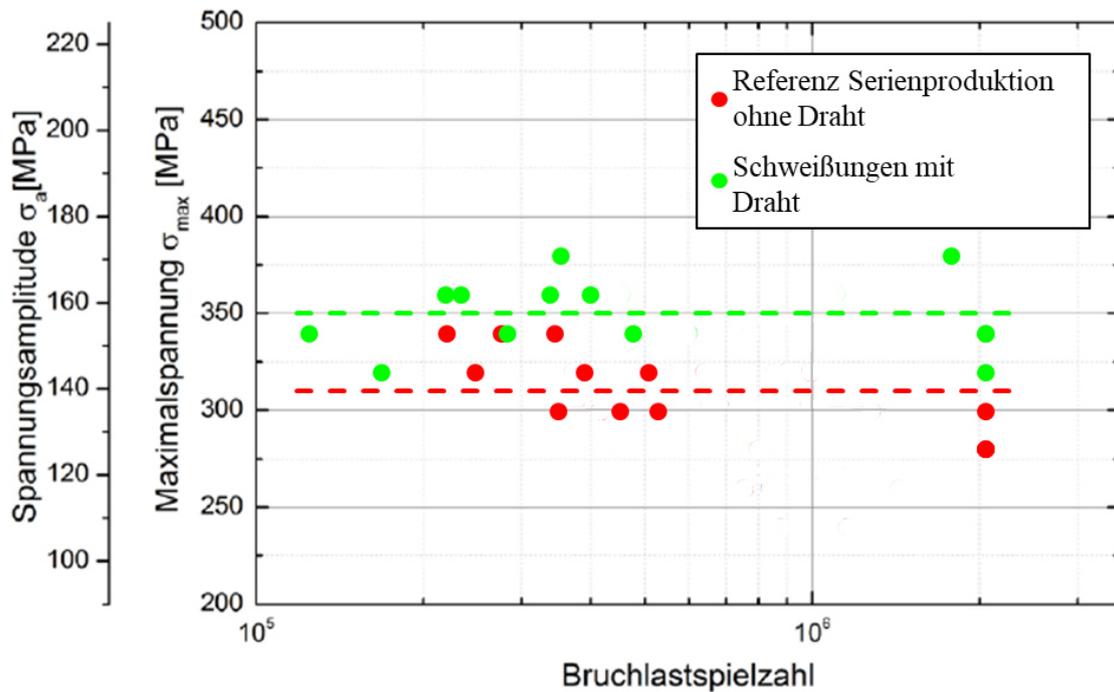


Abbildung 85: Bruchlastspielzahl-Spannungsamplitude/Maximalspannung (ähnlich Wöhler-Diagramm, aber mit linearer Ordinate); jeweils letzte Stufen der Laststeigerungsversuche

Tabelle 31: Schwingfestigkeiten für 50 %-Überlebenswahrscheinlichkeit; Mittelwerte der Spannungsamplitude und der Maximalspannung für die letzte Laststufe ohne Bruch (artgleich, AS80, 1,2 mm)

	Heißdraht Ohne Entschichten	Referenz Ohne Draht Mit Entschichten
$\sigma_a$ [MPa]	$151 \pm 7$	$136 \pm 8$
$\sigma_{max}$ [MPa]	$336 \pm 16$	$303 \pm 18$

REM-Aufnahmen helfen zur Ermittlung des Rissursprungs. Lichtmikroskopische Aufnahmen von Querschliffen an der Stelle des Rissursprungs ( $\pm 0,05$  mm) helfen zur Interpretation des Bruchmechanismus.

8 von 9 Referenzproben brechen im Schwingversuch auf sehr ähnliche Weise. Von der Decklage ausgehend bricht das Schweißgut von oben nach unten. Rissauslösend sind dabei kleine Oberflächenfehler, die z.B. von der Schuppung der Naht herrühren können. Bei der letzten Probe ist ein Wurzelkerb die Versagensursache. Das bedeutet, dass die Schwingfestigkeit der

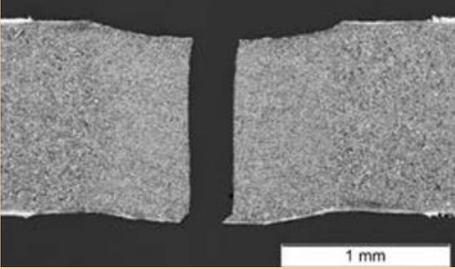
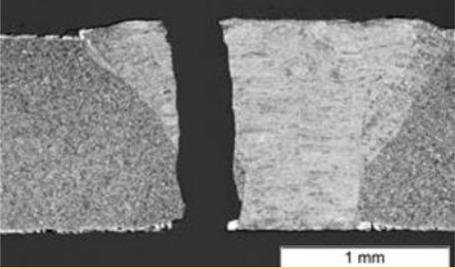
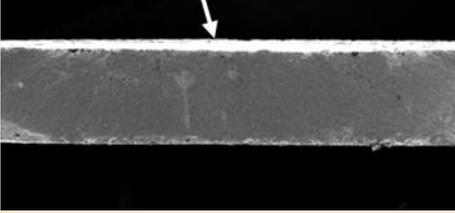
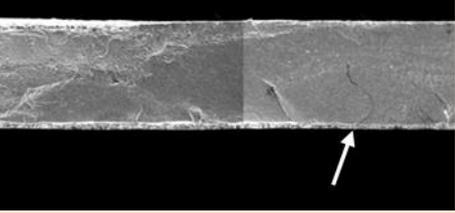
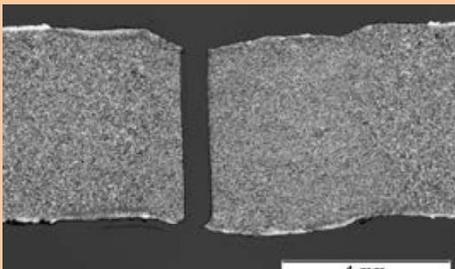
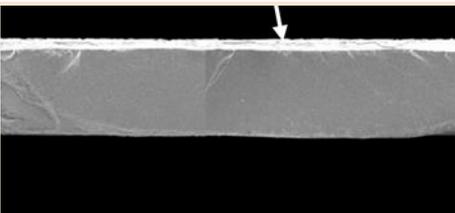
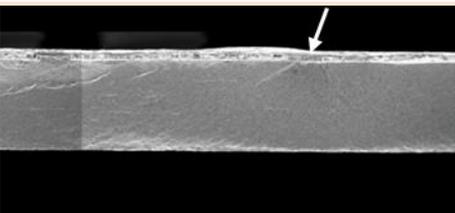
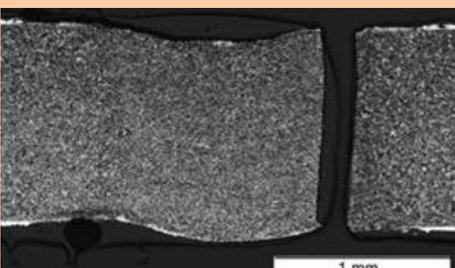
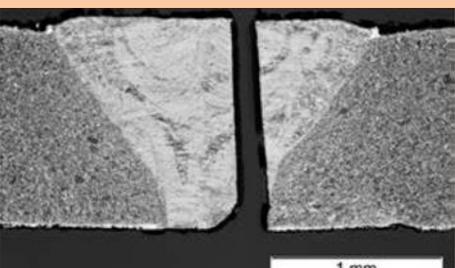
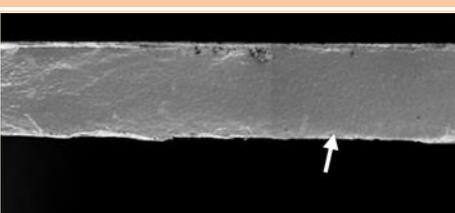
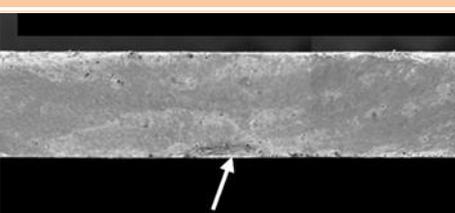
Probe durch die Festigkeit der Schweißnaht limitiert wird. Die geometrische Kerbwirkung kann als Versagensursache ausgemacht werden.

Auch bei den Schweißungen mit Draht zeigt sich ein typisches Versagens-Szenario. Der Riss bildet sich bei 8 von 10 Proben am Übergang von der Schweißnaht zur Wärmeeinflusszone, ausgehend von kleineren geometrischen Unregelmäßigkeiten, die im Zusammenhang mit dem Schichtrest stehen. Bei den Unregelmäßigkeiten kann es sich z.B. um Risse im Schichtrest oder um kleine Schlackeeinschlüsse oder Lunker handeln. Bei zwei Proben ist wie bei den Schweißungen ohne Draht ein Wurzelkerb als Versagensursache auszumachen. Bei den mit Draht geschweißten Proben wird eine höhere Schwingfestigkeit von ca. 150 MPa erreicht. Die Schwingfestigkeit des Schweißgutes ist hier nicht mehr limitierend. Offensichtlich wurde durch die Verwendung des Zusatzdrahtes eine Festigkeitserhöhung um mehr als 10 % erreicht.

Bei beiden Prozessen sind in keinem Falle Aluminium-Anreicherungen (intermetallische Verbindungen oder ferritische  $\alpha$ -Mischkristalle) im Schweißgut als rissauslösend identifiziert worden. Intermetallischen Verbindungen treten nicht auf und eventuelle ferritische  $\alpha$ -Mischkristalle sind zu klein, um einen Einfluss auf die Schwingfestigkeit zu haben.

Tabelle 32 gibt eine Übersicht über eine Auswahl der metallographischen Schliffe sowie REM-Untersuchungen. In letzteren kennzeichnen weiße Pfeile jeweils die Stellen des Rissursprungs.

Tabelle 32: Metallographische Schliffe zum Verlauf der Brüche und REM-Bruchflächenaufnahmen (jeweils darunter)

Referenz Ohne Draht, Mit Entschichten	Heißdraht Ohne Entschichten
	
	
	
	
	
	

Die EDX-Messungen an Quer- und Flachschnitten von mit Draht geschweißten Proben ergeben einen maximalen globalen Aluminiumgehalt im Schweißgut von 0,7 Massen-%. Zum Vergleich liegt der globale Aluminiumgehalt der Referenzproben bei  $0,2 \pm 0,1$  Massen-%. Der maximale lokal gemessene Aluminiumgehalt der ohne Entschichten und mit Zusatzdraht geschweißten Proben liegt bei 1,5 Massen-% (vgl. Abbildung 86). Bei solch niedrigen Aluminiumgehalten ist ein Durchhärten des Schweißgefüges gewährleistet.

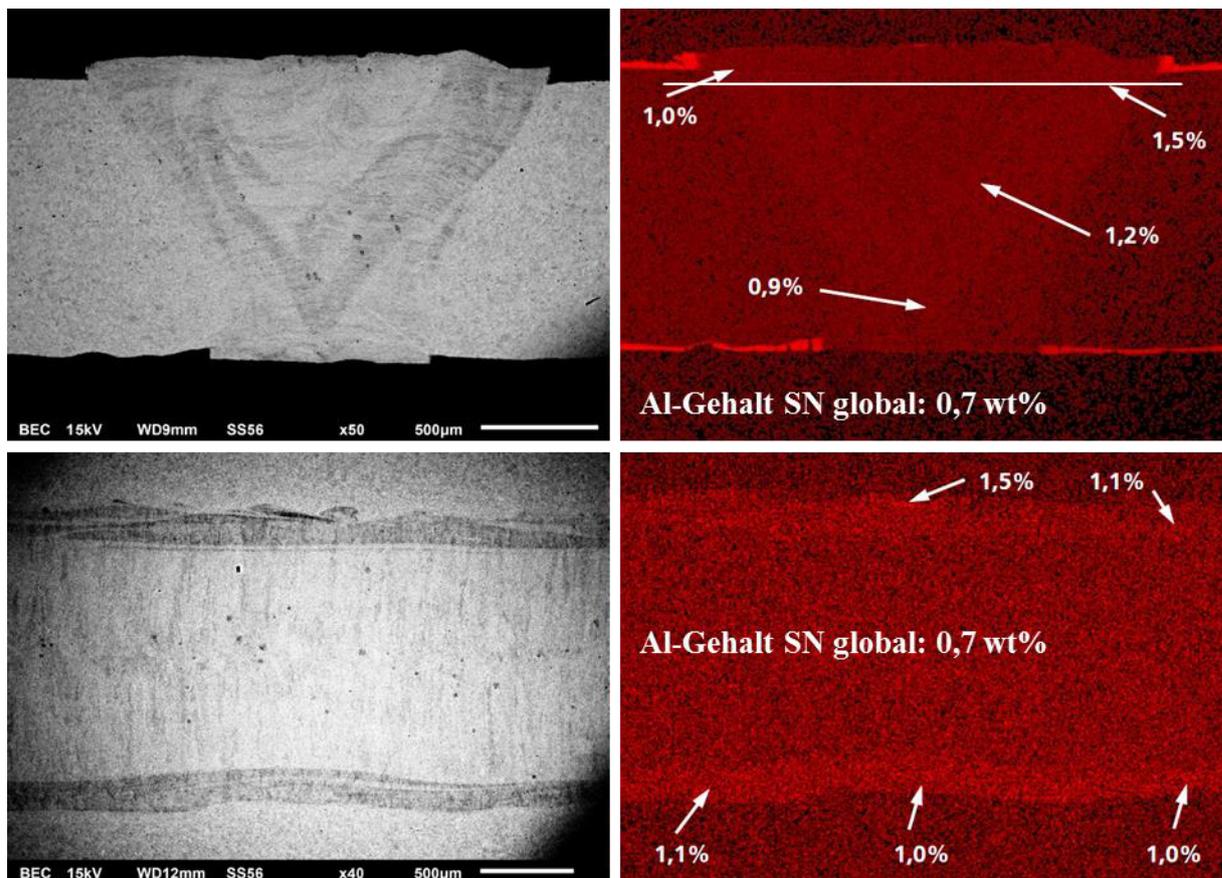


Abbildung 86: REM-Aufnahme (links) und EDX-Analyse (rechts) artgleiche Verbindung, AS80, 1,2 mm; oben: Querschliff; unten: Flachschliff

#### 6.4.4 Artgleich AS150

Im quasistatischen Zugversuch versagen alle 14 mit Draht und ohne vorheriges Entschichten verschweißten Proben in der Schweißnaht. Dieses Ergebnis erfüllt nicht die Anforderungen der Automobilindustrie, nach der der Bruch nicht überwiegend in der Naht stattfinden soll. Dabei liegen die Zugfestigkeitswerte im Mittel für die mit 0,2 mm Spalt geschweißten Proben mit 1425 MPa höher als die der mit 0,05 mm Spalt geschweißten Proben, die einen Mittelwert von 1337 MPa erreichen. Jedoch wird letzterer Mittelwert durch das Ergebnis von zwei Proben abgesenkt, die mit dem niedrigsten Verhältnis von Drahtvorschub zu Schweißgeschwindigkeit geschweißt wurden. Abgesehen davon ist kein eindeutiger Einfluss der Spaltgröße

bzw. des Verhältnisses von Drahtvorschub zu Schweißgeschwindigkeit zu erkennen. Ab einem Verhältnis von 0,43 liegen die Zugfestigkeitswerte auf einem Niveau um 1400 MPa (vgl. Abbildung 87). Damit wird das Soll größer 1300 MPa erfüllt. Da die Proben allesamt in der Schweißnaht versagen, ist das Ergebnis als die Zugfestigkeit des Schweißgutes zu werten.

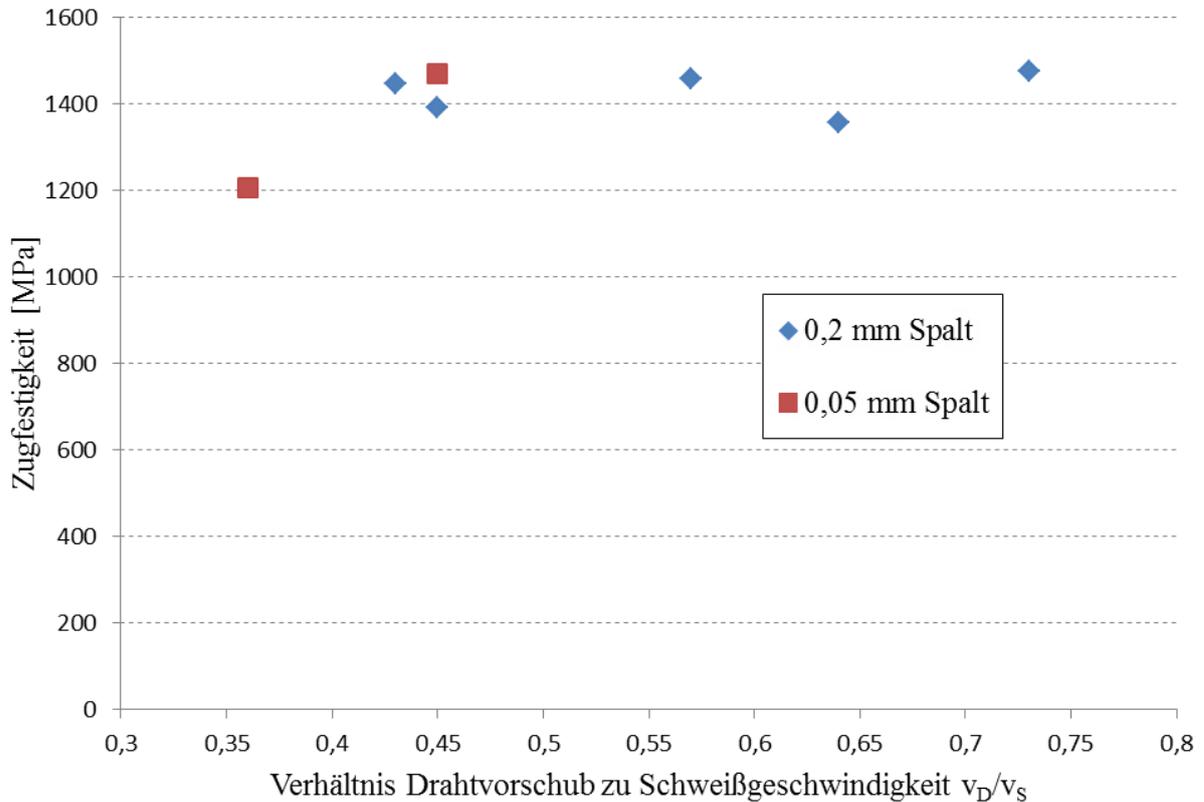


Abbildung 87: Zugfestigkeit in Abhängigkeit vom Verhältnis Drahtvorschub zu Schweißgeschwindigkeit; artgleich, AS150

Das Bruchverhalten lässt sich anhand der Analyse der Härtemessungen erklären. Wie in Abbildung 88 zu erkennen, zeigt sich bei allen Messketten ein Härteeinfall in der Schweißnaht (vgl. Abbildung 88). Zwar ist die Härte in allen Fällen größer als die Mindestanforderung von 415 HV, jedoch zeigt sich die niedrigere Härte im Vergleich zur Härte des Grundwerkstoffs problematisch (vgl. auch Kapitel 4). Aufgrund dieses Härteabfalls versagen alle Zugproben in der Naht. Eine eindeutige Abhängigkeit der Härte des Schweißgutes von Schweißspalt oder Verhältnis von Drahtvorschub zu Schweißgeschwindigkeit ist nicht zu erkennen.

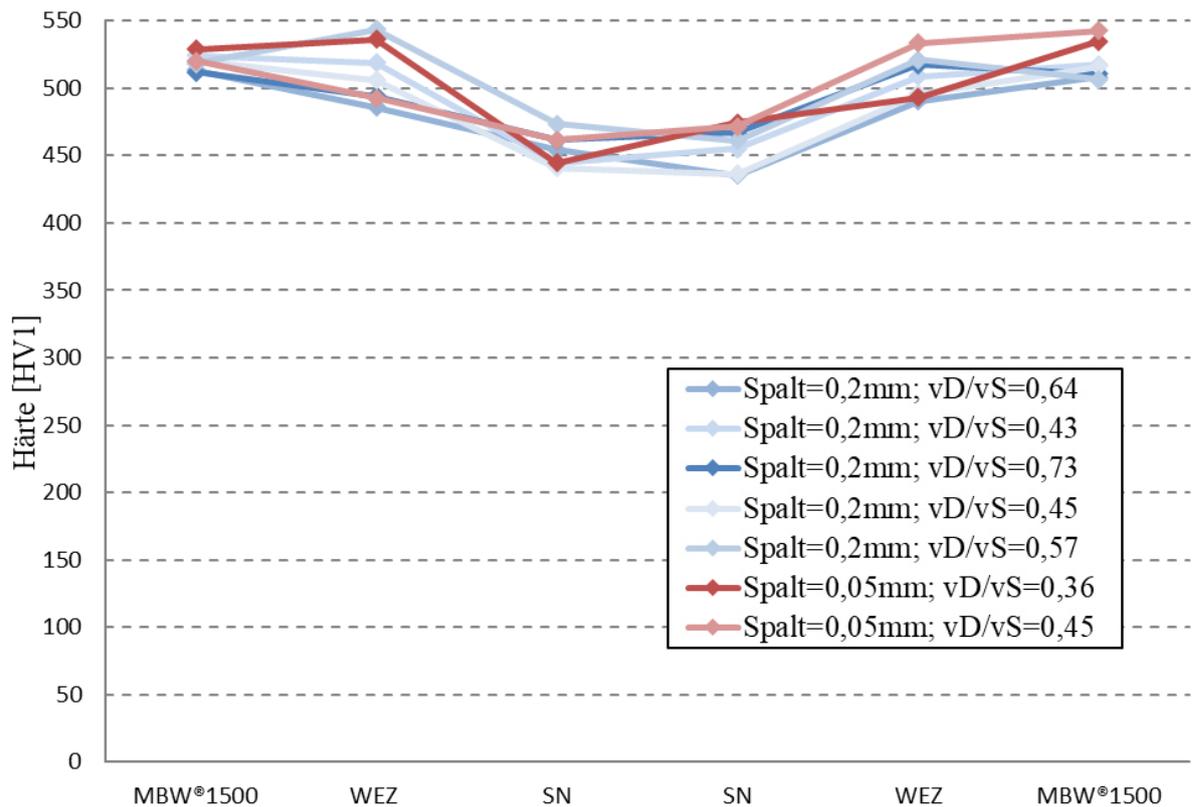


Abbildung 88: Härtemessungen in Abhängigkeit vom Verhältnis Drahtvorschub zu Schweißgeschwindigkeit; artgleich, AS150

Subjektiv ist jedoch der Einfluss der eingebrachten Drahtmenge in den metallographischen Querschliffen zu erkennen. Je mehr Draht in das Schweißgefüge eingebracht wird, desto weniger Aluminiumanreicherungen sind zu erkennen (vgl. Abbildung 89). Jedoch ist den Schliffbildern auch zu entnehmen, dass dem eingebrachten Zusatzdrahtvolumen durch die zu erzielende Nahtgeometrie Grenzen gesetzt sind. Gerade bei der sehr dünnen Blechkombination im Worst-Case-Szenario (1,0 an 0,8 mm) ist die Nahtgeometrie aufgrund von Überhöhungen schon bei einem Verhältnis Drahtvorschub zu Schweißgeschwindigkeit von 0,64 als deutlich nicht in Ordnung zu bewerten.

In Summe sind die erzielten Ergebnisse nicht ausreichend, um die Erfordernisse der Automobilindustrie zu erfüllen. Daher müssen für die artgleiche Materialverbindung mit der Standard-Beschichtung AS150 weitere Versuche durchgeführt werden, um einen Schweißprozess ohne vorheriges Entschichten zu ermöglichen.

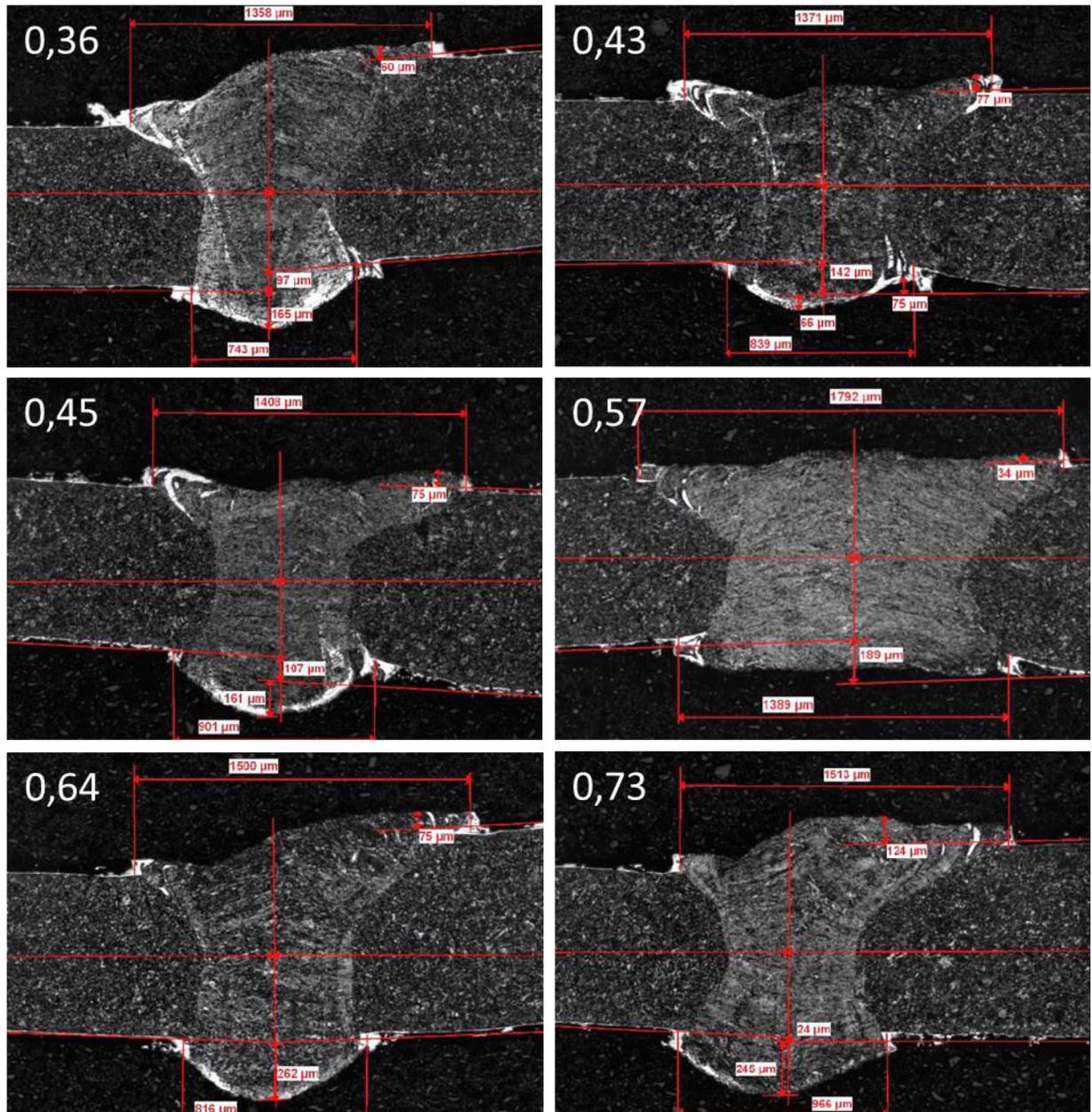


Abbildung 89: Metallographische Analyse zur Abhängigkeit von Aluminiumanreicherungen vom Verhältnis Drahtvorschub zu Schweißgeschwindigkeit (0,36-0,73); artgleich, AS150

#### 6.4.5 Alternative Zusatzdrähte

Ähnlich wie bei der artungleichen Verbindung, liegt der Al-Gehalt unterhalb von 10 Ma.-%, d.h. es bilden sich keine intermetallischen Phasen. Allerdings zeigen sich nach dem Härten der Verbindung bei allen verwendeten Drähten Härteeinbrüche im Bereich der Schweißnaht. Im Gefüge liegen lokal über 2 Ma.-% Al vor. Diese ferritischen Bereiche weisen gegenüber den martensitischen Bereichen lokal eine niedrigere Härte auf.

Die Härteeinbrüche fallen bei dem Zusatzwerkstoff UTP A702 am deutlichsten aus. Hier gibt es nicht nur lokale Einbrüche, sondern die Härte fällt in der gesamten Fügezone deutlich ab. Dieser Draht weist jedoch auch von allen eingesetzten Zusatzdrähten den mit 0,02 Ma.-% deutlich geringsten Kohlenstoffgehalt auf. Daher führt auch eine Erhöhung der Drahtzufuhr trotz eines sehr hohen Nickelgehalts zu noch schlechteren Härtewerten. (vgl. Abbildung 90 und Abbildung 91)

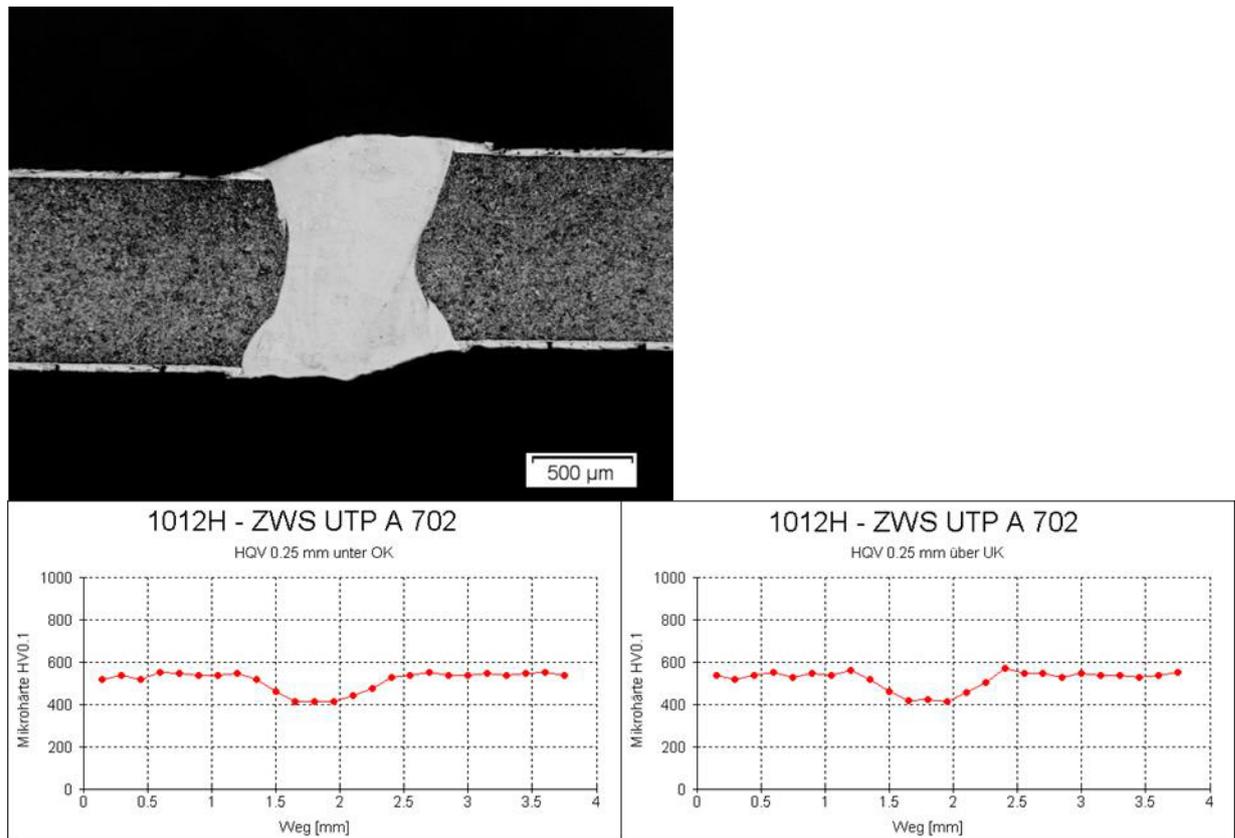


Abbildung 90: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A 702, Drahtvorschub 2 m/min, artgleich, AS150

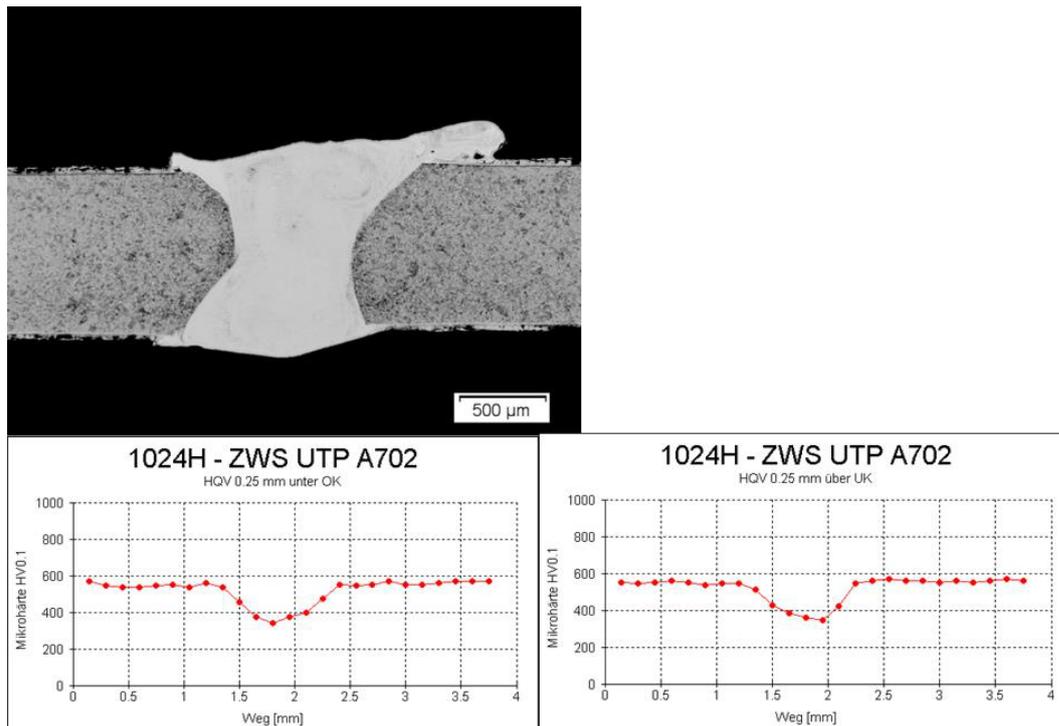


Abbildung 91: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A 702, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150

Der Ni-Rod44 weist mit 1,5 Ma.-% zwar einen deutlich höheren Kohlenstoffgehalt auf, jedoch auch mit 44 Ma.-% einen noch höheren Nickelgehalt als der UTP A702. Das führt zwar generell zu einer sehr homogenen Härte zwischen Fugebereich und Grundwerkstoff, doch gibt es einzelne Härteeinbrüche im Schweißgut. Eine Vergrößerung im Bereich der niedrigen Härte zeigt auf, dass das nicht nur auf eine inhomogene Durchmischung, sondern auch auf lokale Heißrisse in Nickel-reichen Bereichen zurückzuführen ist. (vgl. Abbildung 92)

Die Versuche mit den Nickel-reichen Zusatzwerkstoffen UTP A702 und Ni-Rod44 zeigen also keine signifikante positive Wirkung durch  $\gamma$ -Erweiterung hinsichtlich Härtesteigerung. Im Gegenteil kann ein hoher Nickelgehalt zu einer niedrigen Härte im Nickel-reichen Austenit bzw. zu Heißrissen führen.

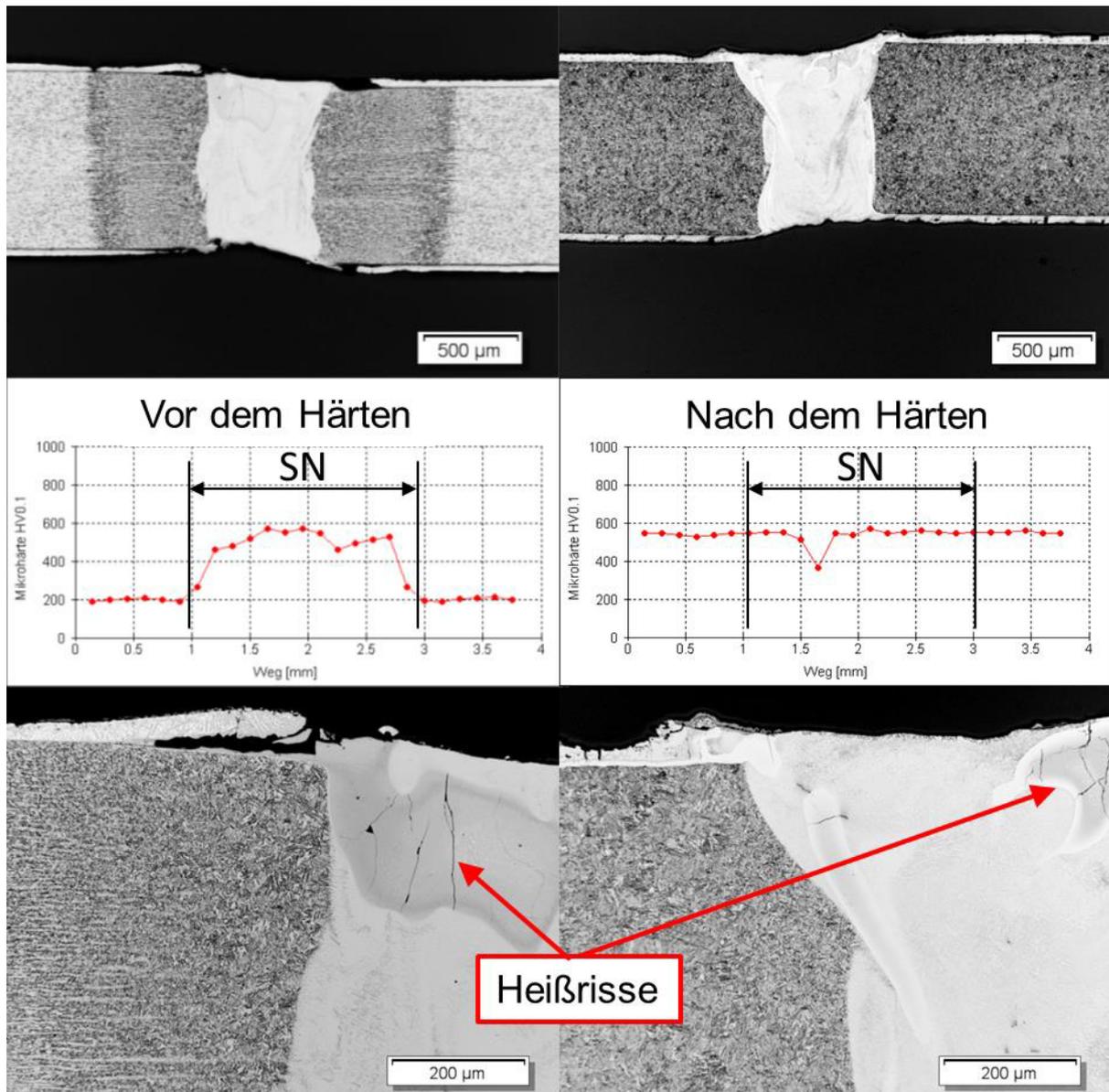


Abbildung 92: Querschliff und Härtemessung vor (links) und nach dem Wasserbadhärten (rechts), Schweißzusatz Ni-Rod44, Drahtvorschub 1 m/min, artgleich, AS150

Drähte mit erhöhten C-Gehalten ohne Nickelzusatz (UTP A73 G2, C80, 100Cr6) weisen verbesserte Härtewerte auf, teilweise liegen diese sogar höher als die Härte des Grundwerkstoffs. Allerdings gibt es eine sehr hohe Streuung. Der Aluminiumgehalt ist weiterhin so inhomogen im Bereich der Schweißnaht, dass sich lokale Härteeinbrüche im Schweißnahtgefüge zeigen. Vor allem im Bereich der Wurzel tritt die inhomogene Durchmischung auf. Die Zonen aluminiumreichen Ferrits treten in der Regel senkrecht zur Blechrichtung auf. (vgl. Abbildung 93 und Abbildung 94 bis Abbildung 99)

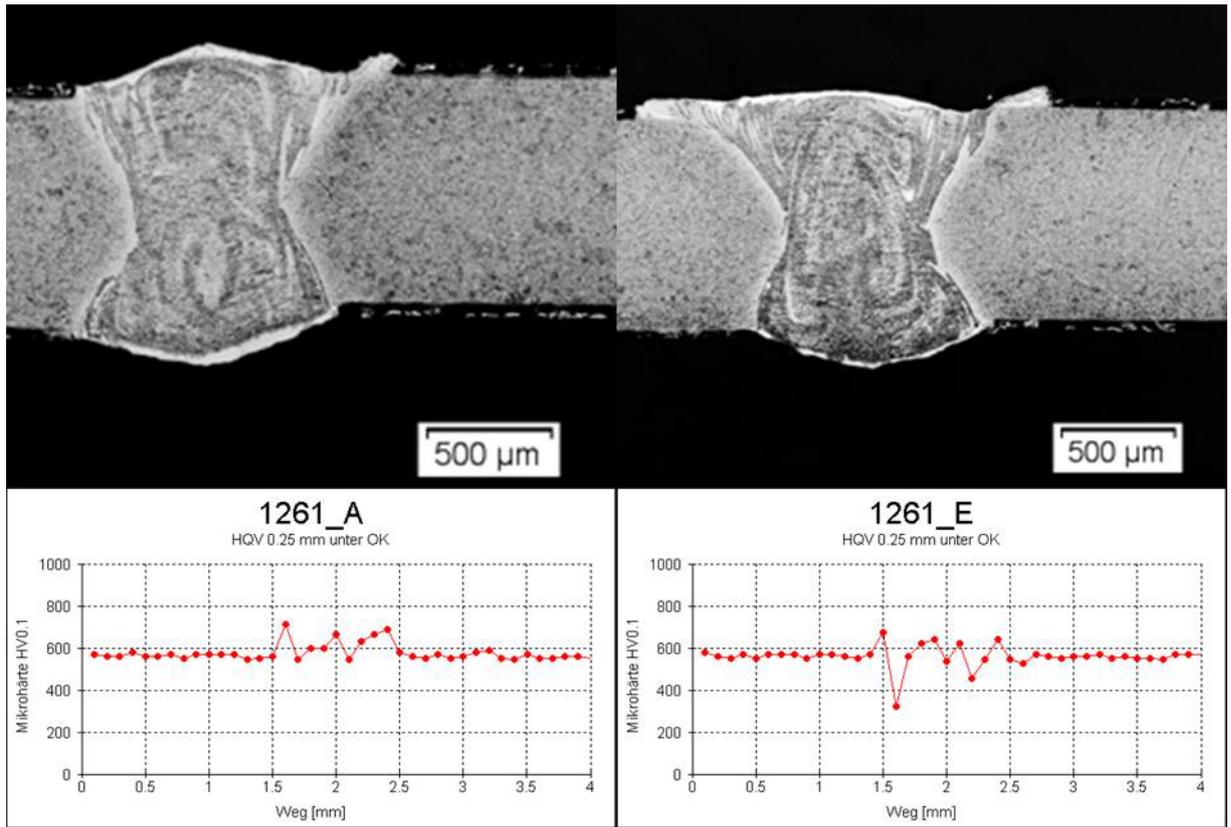


Abbildung 93: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz C80, Drahtvorschub 1,2 m/min, artgleich, AS150

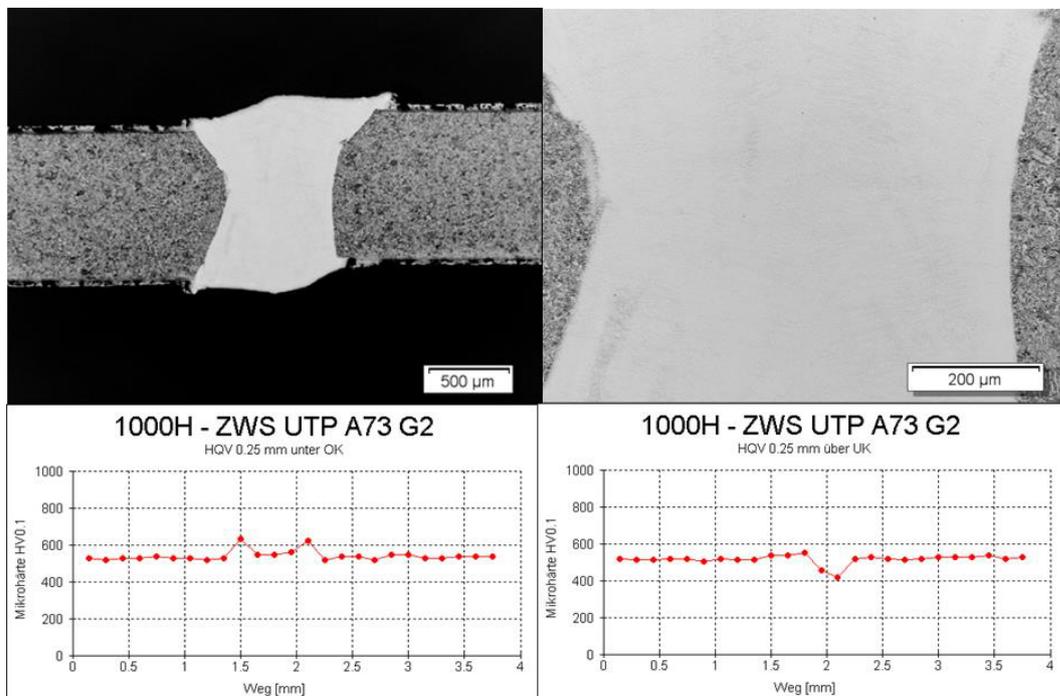


Abbildung 94: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A73 G2, Drahtvorschub 2 m/min, artgleich, AS150

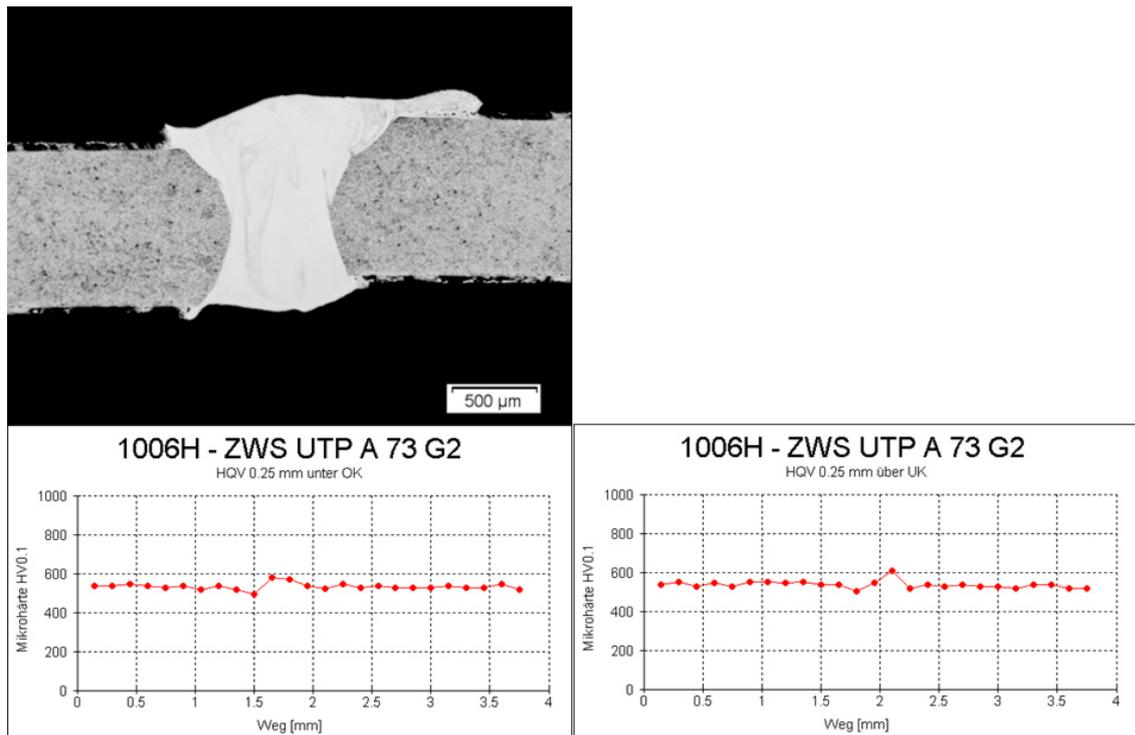


Abbildung 95: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A73 G2, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150

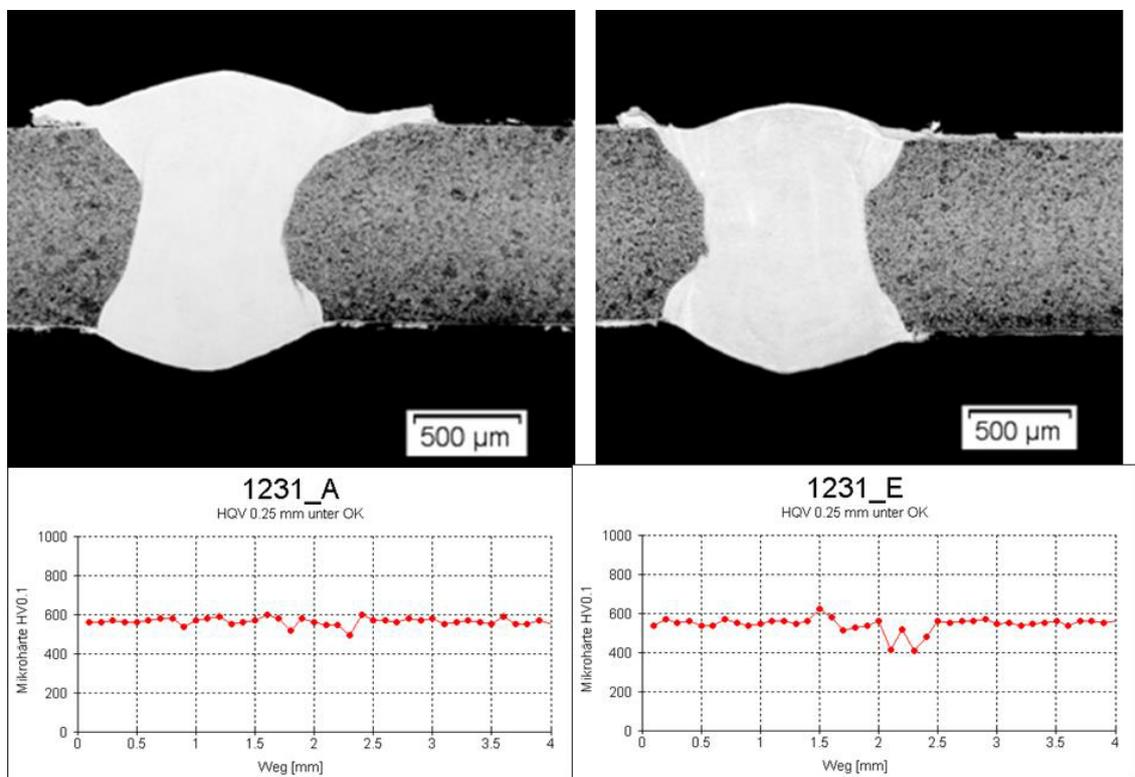


Abbildung 96: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A73 G2, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150

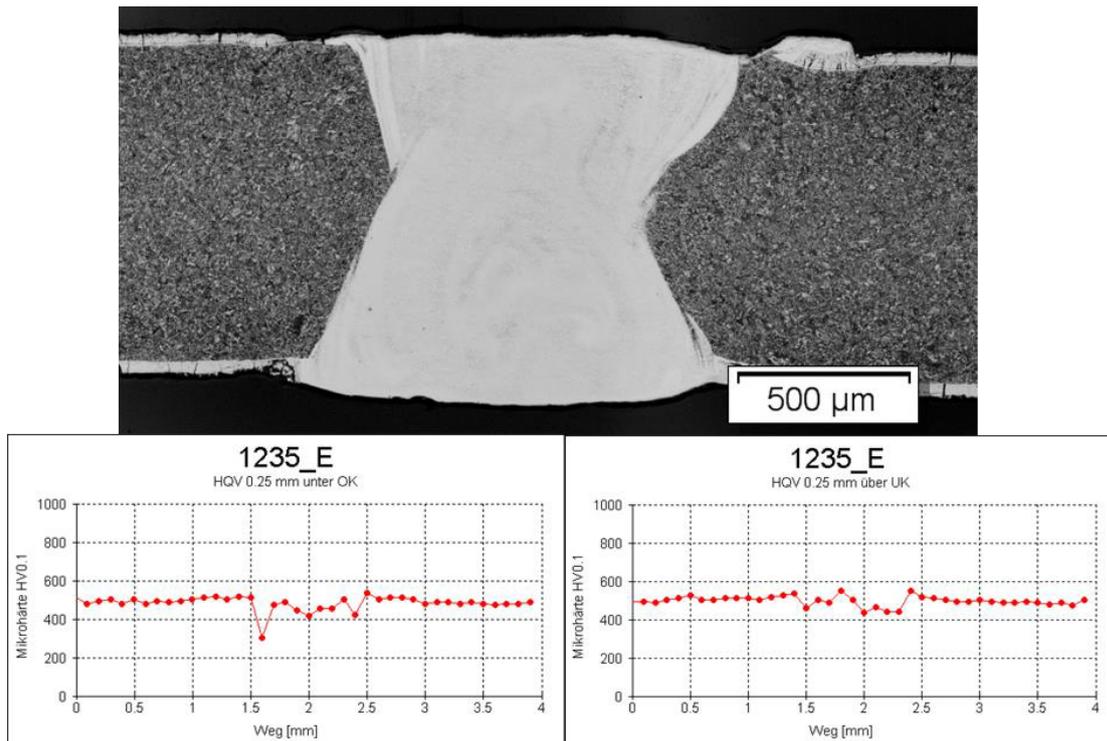


Abbildung 97: Querschliff und Härtemessung nach Werkzeughärten, Schweißzusatz UTP A73 G2, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150

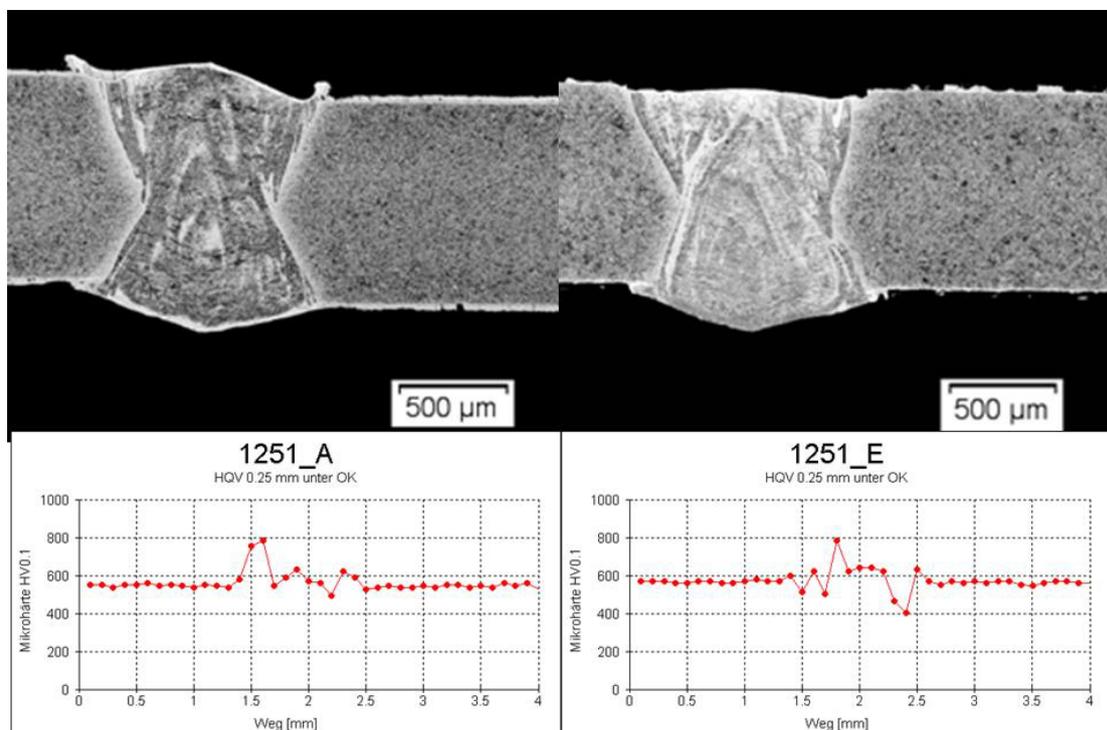


Abbildung 98: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz 100Cr6, Drahtvorschub 1,2 m/min, artgleich, AS150

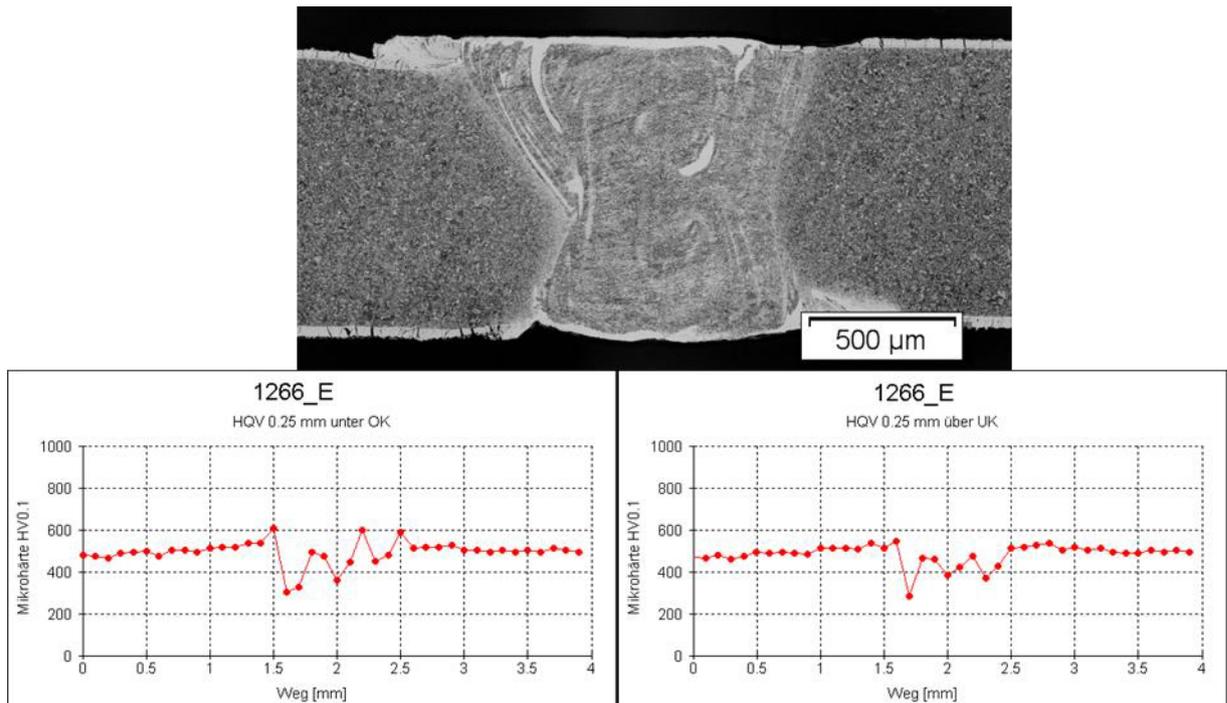


Abbildung 99: Querschliff und Härtemessung nach Werkzeughärten, Schweißzusatz C80, Drahtvorschub 1,2 m/min, artgleich, AS150

Interessant waren die Ergebnisse bei Schweißungen mit dem Draht UTP A DUR 600. Hier konnten nach dem Schweißen in der Schweißnaht Härtewerte von bis zu 600 HV festgestellt werden. Nach dem Härteprozess zeigt sich jedoch erneut ein Härteabfall in der Naht, die Härte ist niedriger als vor dem Härteprozess. Schaut man auf die Querschliffe, erkennt man, dass ferritische Gefügebestandteile nach dem Härten homogener verteilt sind. Außerdem erkennt man eine höhere Anzahl an Karbidausscheidungen, die vermutlich ursächlich für die geringere Härte sind. (vgl. Abbildung 100 und Abbildung 101)

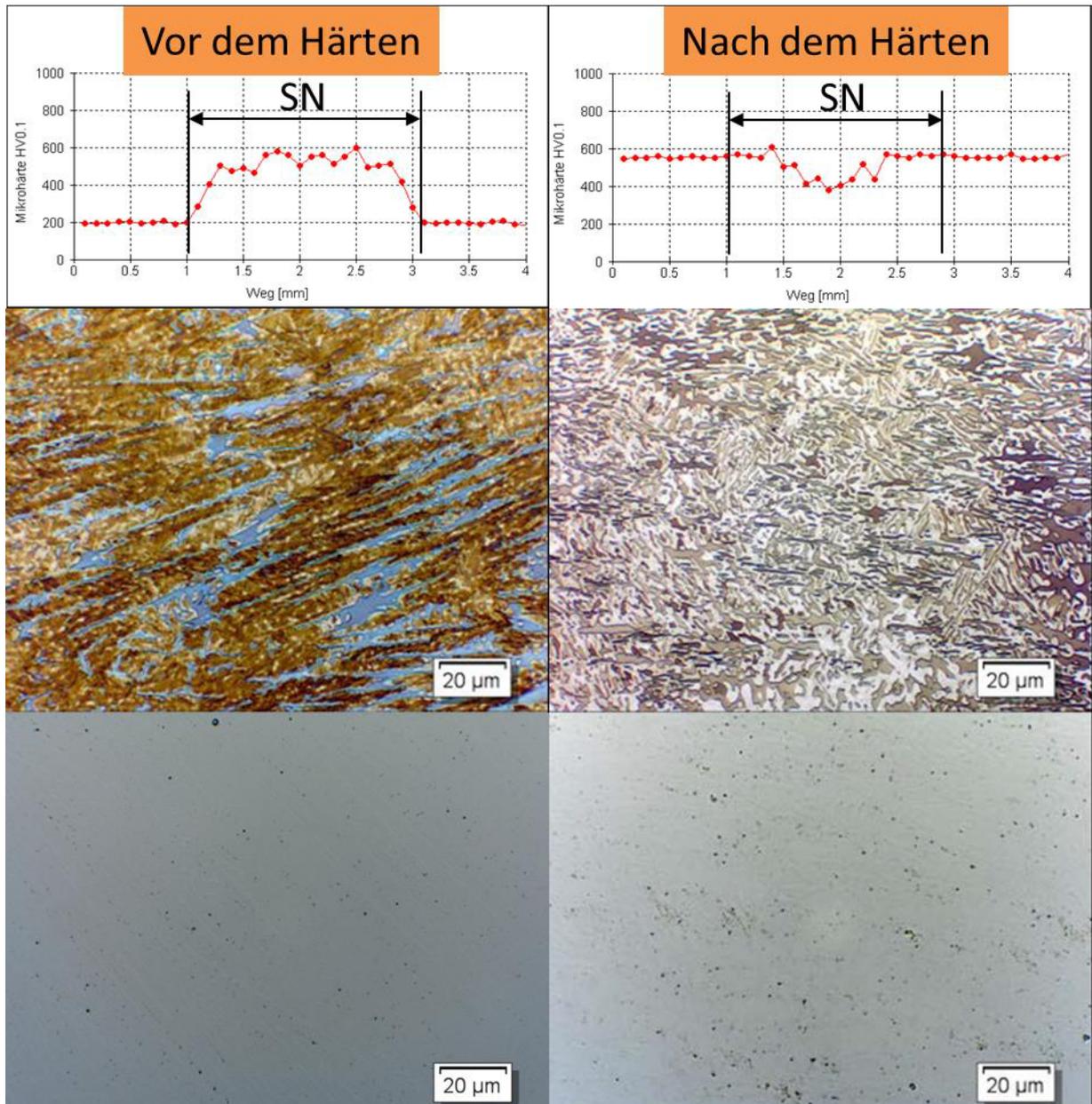


Abbildung 100: Licht- und Rasterelektronenmikroskopie am Querschliff und Härtemessung vor (links) und nach Wasserbadhärten (rechts), Schweißzusatz UTP A DUR 600, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150

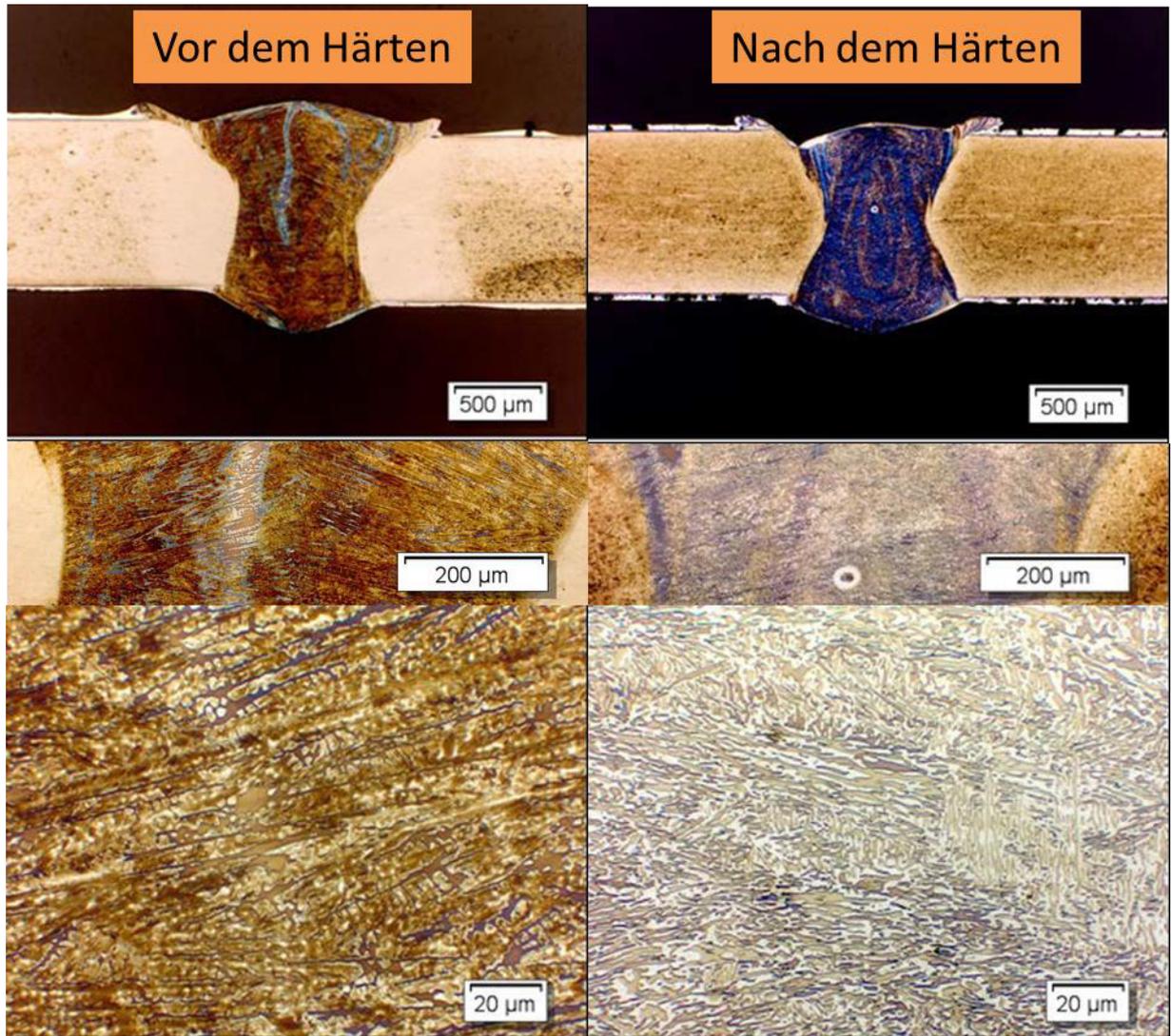


Abbildung 101: Querschliff und Härtemessung vor und nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A DUR 600, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150

Der TWIP Zusatzdraht weist eine weitere Steigerung der Härte im Nahtbereich im Vergleich zum Grundwerkstoff auf. Hier ist die Schweißnaht Härte nach dem Härteprozess höher als nach dem Schweißen. Eine homogenere Kohlenstoffverteilung inklusive Karbidauflösung und ein feinnadliger Martensit können als Ursache dafür vermutet werden. Jedoch zeigen sich auch hier lokale Härteeinbrüche, die mit aluminiumreichen Phasen zu erklären sind. Weiterhin zeigen sich in einigen Proben auch Heißrisse (vgl. Abbildung 102 und Abbildung 103).

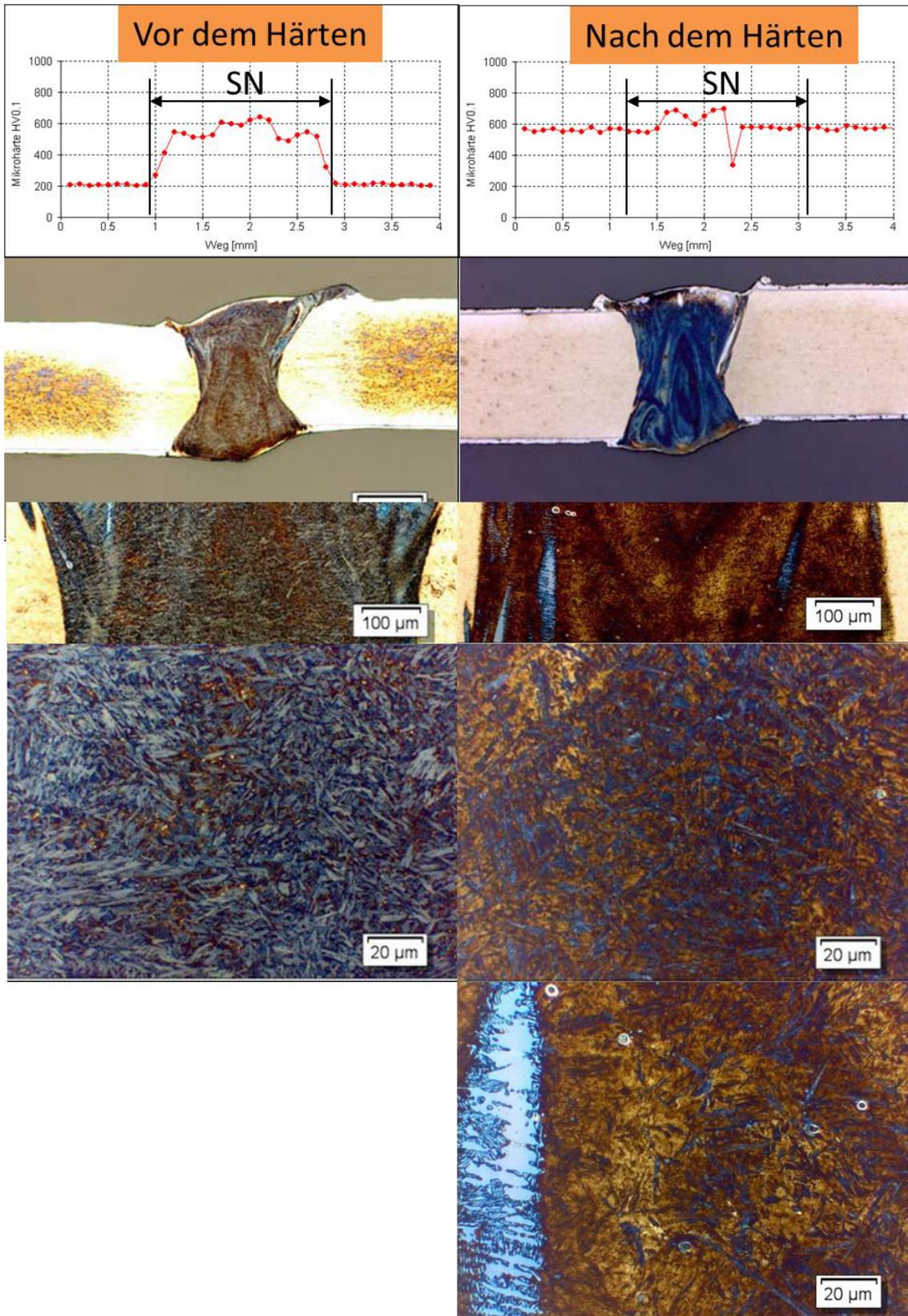


Abbildung 102: Lichtmikroskopie am Querschliff und Härtemessung vor (links) und nach Wasserbadhärten (rechts), Schweißzusatz TWIP, Drahtvorschub 1,2 m/min, artgleich, AS150

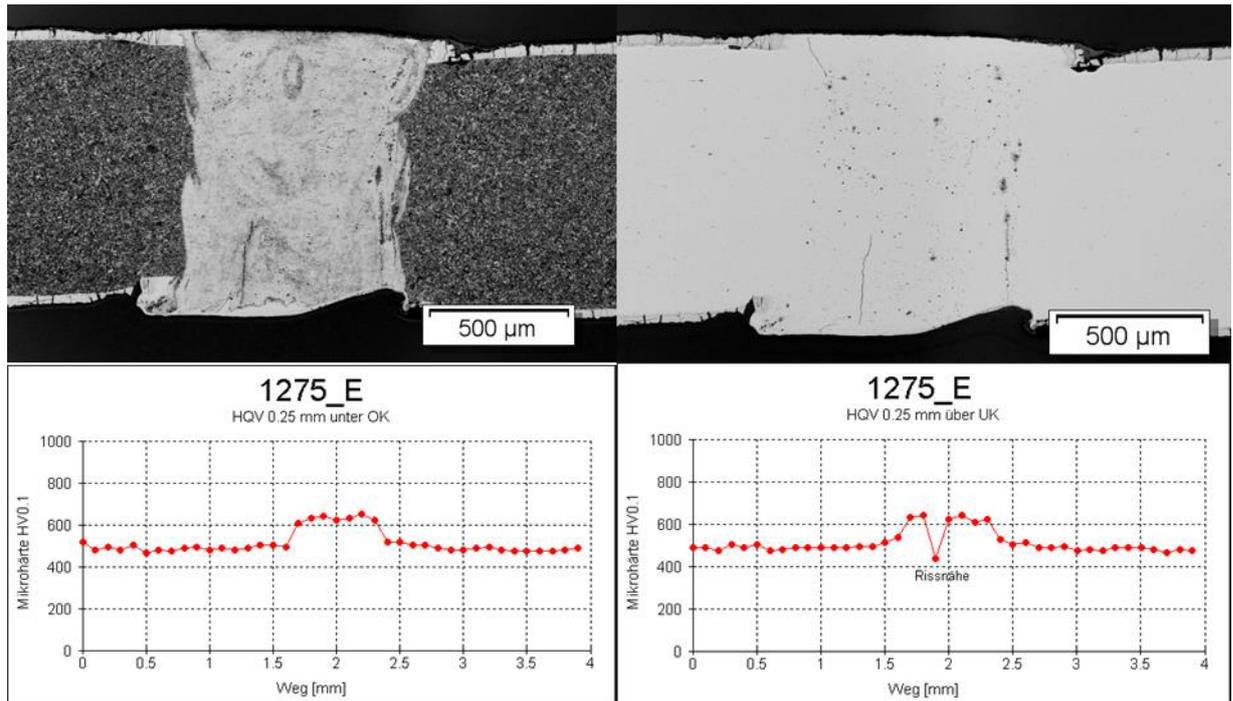


Abbildung 103: Querschliff und Härtemessung nach Werkzeughärten, Schweißzusatz TWIP, Drahtvorschub 1,2 m/min, artgleich, AS150

Das beste Ergebnis wird beim Schweißen mit dem Draht X90 und vorherigem Auftragen von C-Spray im Fügebereich erzielt. Allerdings werden hier sehr hohe Härtewerte bis zu 800 HV erreicht nach Härten im Wasserbad. Selbst nach Härten im Plattenwerkzeug werden noch ca. 700 HV gemessen. Mittels der Methode, Kohlenstoff durch ein C-Spray in die Schmelze einzubringen, ist der Kohlenstoffgehalt nicht definiert einstellbar. (vgl. Abbildung 104 und Abbildung 105)

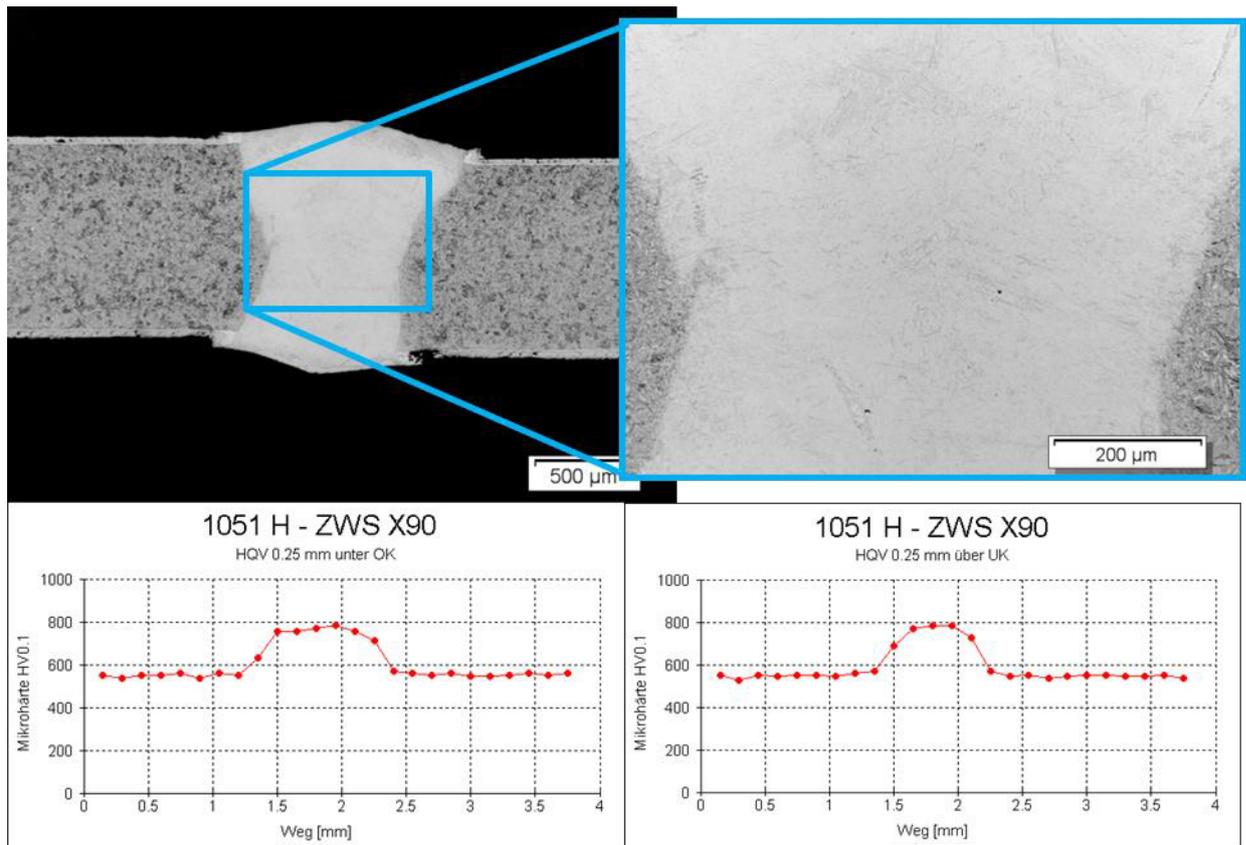


Abbildung 104: Querschliff und 2 Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz X90 & C-Spray, Drahtvorschub 2 m/min, artgleich, AS150

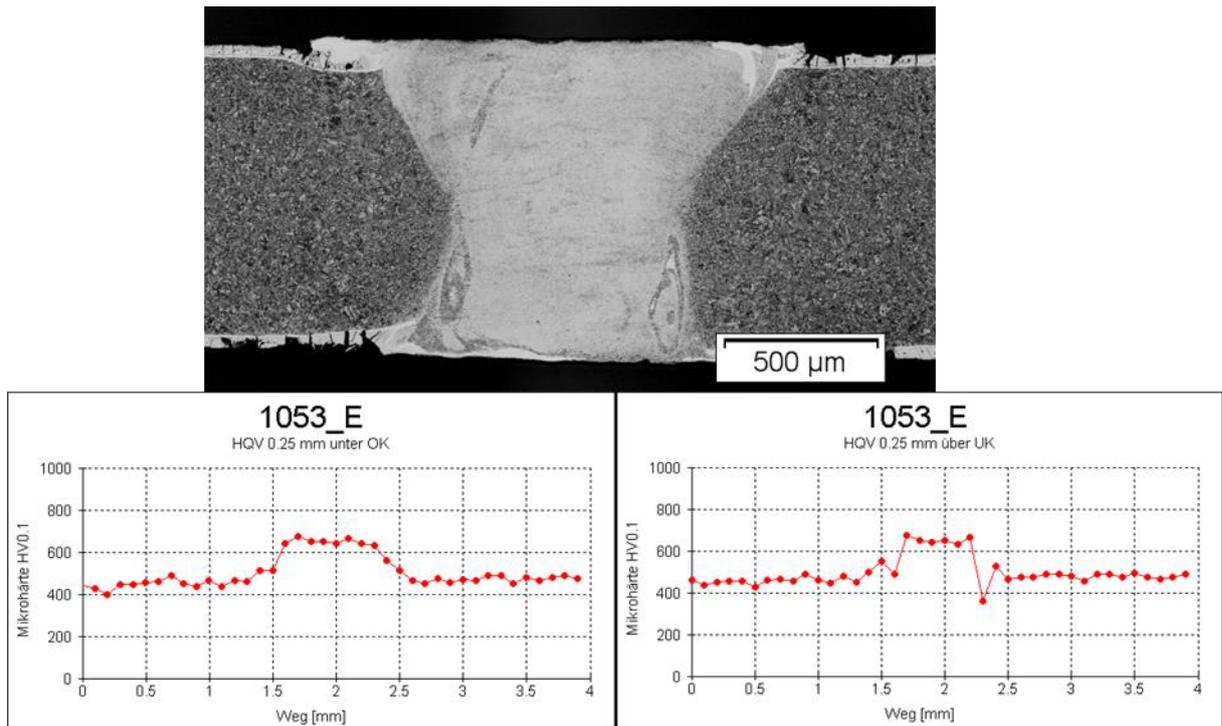


Abbildung 105: Querschliff und Härtemessung nach Werkzeughärten, Schweißzusatz X90 & C-Spray, Drahtvorschub 2 m/min, artgleich, AS150

Die Ergebnisse der Zugversuche spiegeln die der Härtemessungen wider. Die mit 1440-1500 MPa höchste Zugfestigkeit wird bei den Proben mit dem Draht X90 und C-Spray erzielt. Die Zugfestigkeit anderer Drähte mit erhöhtem Kohlenstoffgehalt liegt bei größerer Streuung darunter (UTP A73 G2: 1290-1440 MPa bzw. C80: 1360-1455 MPa). Beim TWIP Draht ist die Zugfestigkeit mit 1075-1430 MPa am geringsten und die Streuung am größten.

#### 6.4.6 Graphitauftrag und weitere alternative Zusatzdrähte

In den Versuchsreihen der Masterarbeit [ZYS 14] wurde der auf die Härtewerte der Schweißnaht positive Einfluss des Zulegierens mit Kohlenstoff bestätigt. Bei den Zusatzdrähten mit Kohlenstoffgehalt  $>0,1$  Ma-% (X90, A350, A650) konnte eine Steigerung der Schweißnaht-härte durch Graphitauftrag beobachtet werden. Bei den Schweißungen mit dem Draht X90 zeigte sich, dass ein Benetzen der dem Laserfokus zugewandten Oberfläche mit Graphitlack einen leicht größeren Einfluss auf die Aufhärtung der Schweißnaht hat als das Benetzen der Stirnkante. Das beste Ergebnis lässt sich durch Benetzung aller Flächen erzeugen, da dadurch die größte Menge Kohlenstoff in die Naht eingebracht wird. Die stärker kohlenstoffhaltigen Drähte A350 und A650 weisen nach dem Wasserbadhärten im Härteverlauf eine sehr hohe Härte teilweise über 800 HV auf. (vgl. Abbildung 106)

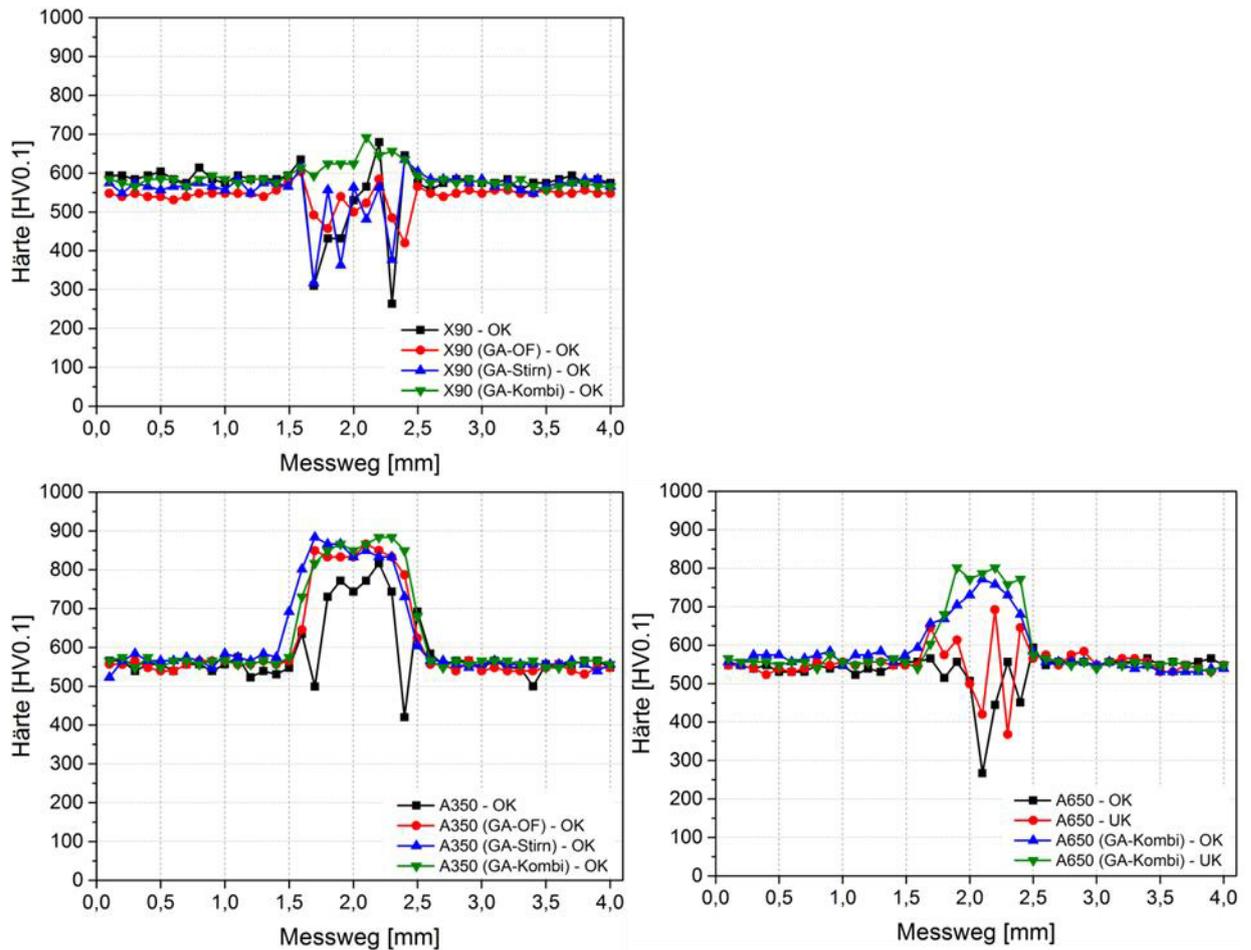


Abbildung 106: Mikrohärteverläufe von Schweißungen mit den Zusatzdrähten X90 (oben links), A350 (unten links) und A650 (unten rechts) mit verschiedenen Graphitauftragsvarianten nach dem Härten (OK: Oberkante der Naht; UK: Unterkante der Naht) [ZYS 14]

Der große Härteunterschied bei Schweißungen mit dem Draht A350 zwischen Grundwerkstoff und Schweißnaht ist vermutlich die Ursache für Kaltrisse, die in metallographischen Untersuchungen vorzufinden sind (vgl. Abbildung 107).

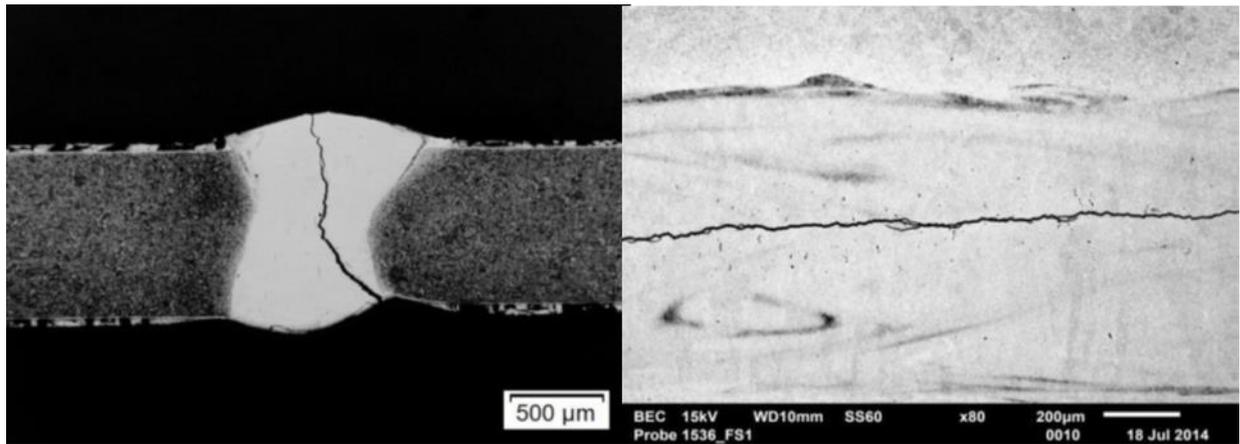


Abbildung 107: Metallographische Untersuchungen nach dem Härten an Schweißungen mit dem Draht A350 und Graphitauftrag im Querschliff (links) und Flachschliff (rechts)

Beim Schweißen mit dem Zusatzdraht LIP-20 zeigt sich ein überraschendes Ergebnis. Die Schweißnaht weist beim Prozess mit zusätzlichem Graphitauftrag einen deutlichen Härteeinbruch auf rund 300 HV auf, während der Härteverlauf beim Schweißen ohne Graphit relativ konstant ist. Jedoch gibt es hier auch lokale Härteeinbrüche auf ca. 350 HV. (vgl. Abbildung 108)

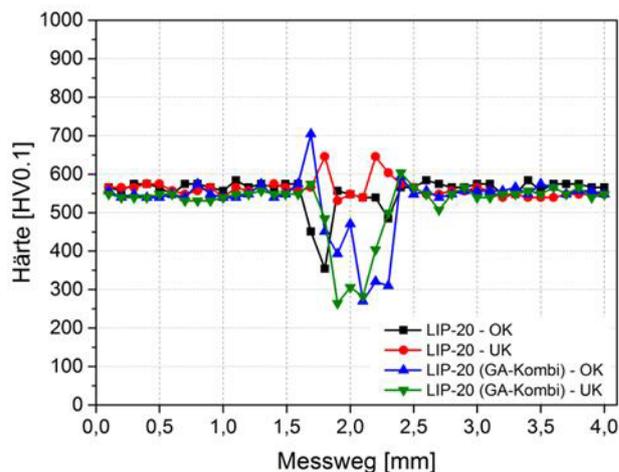


Abbildung 108: Mikrohärteverläufe von Schweißungen mit dem Zusatzdraht LIP-20 mit der Graphitauftragsvariante Kombi nach dem Härten (OK: Oberkante der Naht; UK: Unterkante der Naht) [ZYS 14]

Eine in [ZYS 14] aufgestellte Theorie führt die Härteeinbrüche auf Restaustenit zurück, was allerdings in den Schliffbildern nicht bestätigt werden konnte. Die Zugabe von Kohlenstoff führt nach thermodynamischen Berechnungen nicht nur zu einer Absenkung der  $M_s$ -Temperatur, sondern auch zu einer  $M_f$ -Temperatur unterhalb Raumtemperatur, so dass vermu-

tet werden kann, dass die Umwandlung in martensitisches Gefüge nicht vollständig erfolgen kann.

Aufgrund ihres sehr niedrigen Kohlenstoffgehaltes wurden die austenitischen Drähte A1817, A63 und A702 nur mit Graphitauftrag verschweißt. Die Schweißnähte der Versuche mit den Drähten A1817 und A702 weisen einen sehr starken Härteeinfall bis 200 bzw. 400 HV auf. Lediglich die Härte der mit dem Draht A63 geschweißten Naht liegt in etwa bei 500 HV, zeigt aber auch einen Härteabfall auf unter 400 HV in einem Messpunkt. (vgl. Abbildung 109)

Auch beim Draht A1817 wurde mittels thermodynamischer Berechnungen in [ZYS 14] eine  $M_f$ -Temperatur deutlich unterhalb Raumtemperatur ermittelt, so dass vermutet werden kann, dass keine vollständige Martensitumwandlung stattfinden konnte.

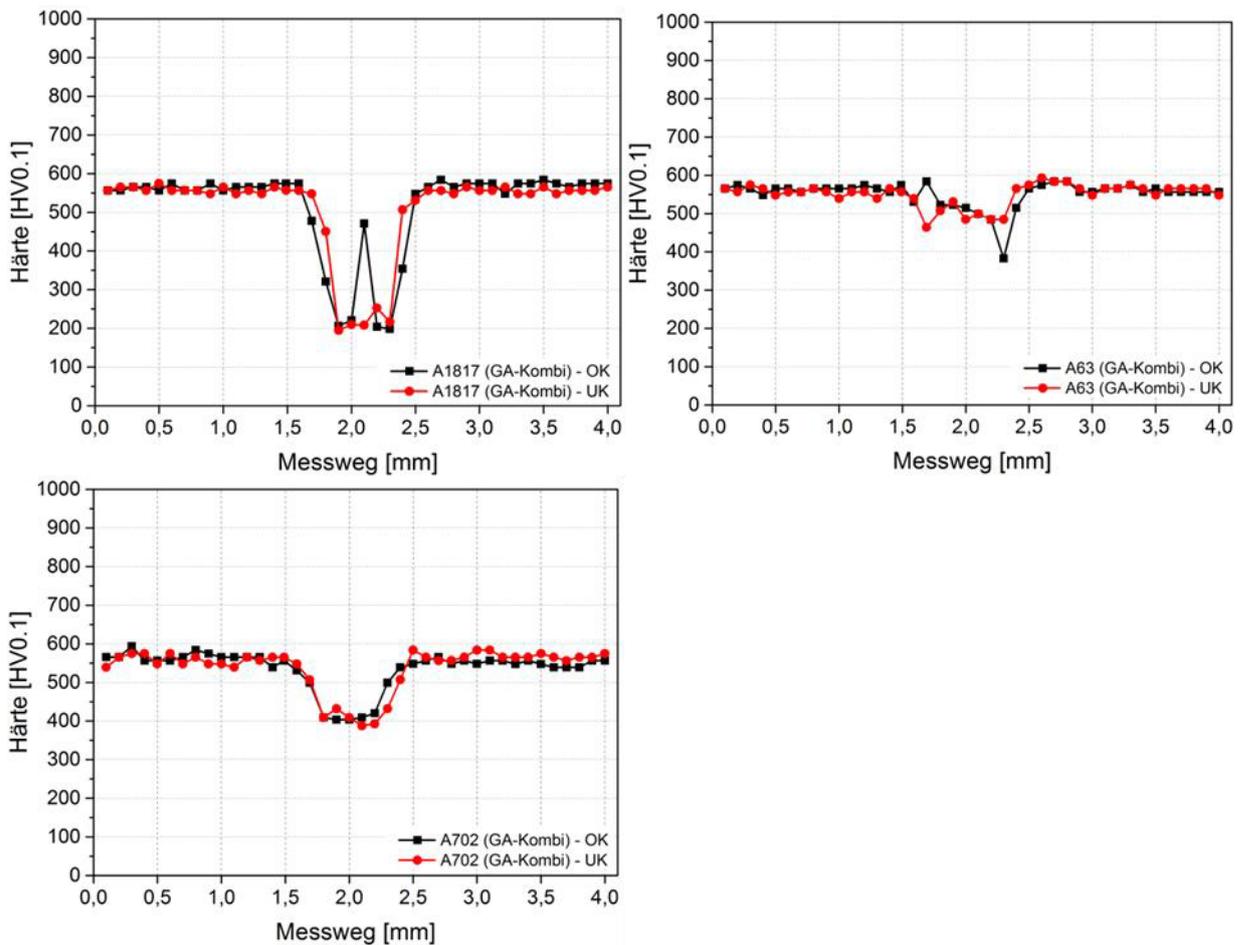


Abbildung 109: Mikrohärteverläufe von Schweißungen mit den Zusatzdrähten A1817 (oben links), A63 (oben rechts) und A702 (unten links) mit der Graphitauftragsvariante Kombi nach dem Härten (OK: Oberkante der Naht; UK: Unterkante der Naht) [ZYS 14]

Anhand von EDX-Messungen im Quer- und Flachschiiff von den mit X90 und verschiedenen Graphitauftragsvarianten geschweißten Blechen lässt sich nach dem Härten ein deutlicher Einfluss des Graphiteintrags auf den globalen Aluminiumgehalt in der Schweißnaht erkennen. Liegt der Anteil ohne Graphit bei etwa 2,4 Ma.-% Aluminium, so sinkt er bei den verschiedenen Graphitauftragungsvarianten auf Werte zwischen 1,6-1,9 Ma.-%. Jedoch wird diese Tendenz beim lokalen Aluminiumgehalt lediglich im Flachschiiff bestätigt. Hier kann der Aluminiumgehalt durch Graphiteintrag von etwa 11 Ma.-% auf 4,4-4,6 Ma.-% reduziert werden. Im Querschiiff zeigen sich aber starke Streuungen. Während bei den Auftragungsvarianten „OF“ und „Kombi“ der Aluminiumgehalt von etwa 6,4 auf 4,1-4,7 Ma.-% reduziert wird, steigt dieser bei „Stirn“ auf 10,7 Ma.-% an. (vgl. Abbildung 110)

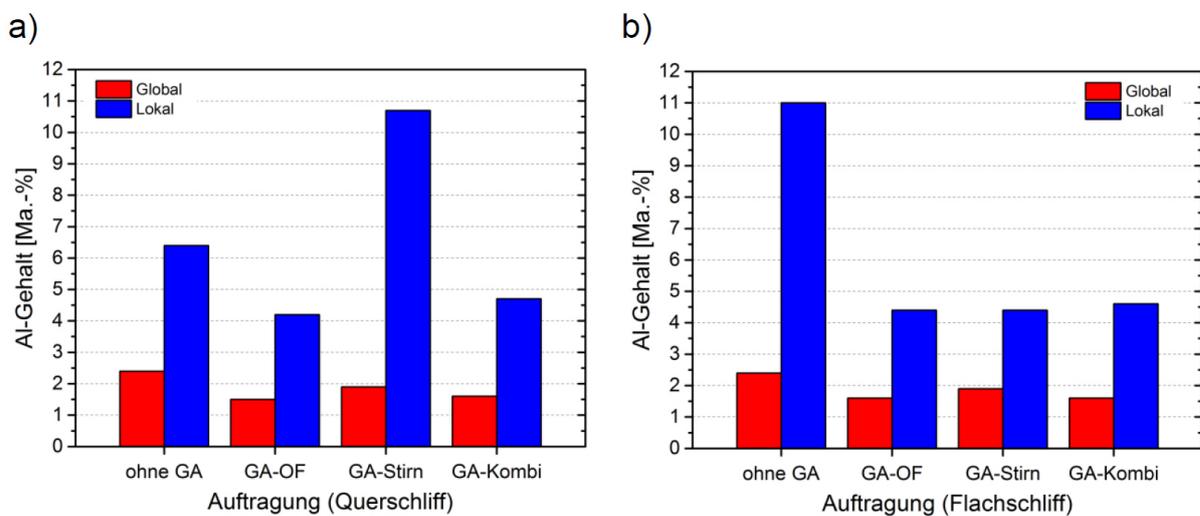


Abbildung 110: Zusammenfassung des EDX-Mappings der Drahtgüte X90 bei variierendem Graphitauftrag (GA) im a) Querschiiff und b) Flachschiiff [ZYS 14]

Abbildung 111 zeigt die Ergebnisse der Schweißungen mit den Drähten A350, A650 und LIP-20 im Vergleich zum Draht X90. Hierbei werden immer die Varianten ohne Graphitauftrag und der kombinierte Auftrag verglichen. Analog zum Draht X90 führt der Graphitauftrag bei allen Drähten zu einer Reduzierung des globalen Aluminiumgehalts auf ca. 1,5 Ma.-%. Nur beim LIP-20 bleibt er auf dem gleichen Level bei ca. 2 Ma.-%. Im Flachschiiff zeigt sich bei allen Drähten ein positiver Einfluss des Graphitauftrags, der Aluminiumgehalt wird zwischen 0,75-1,0 Ma.-%-Punkte auf etwa 1,2-1,6 Ma.-% herabgesetzt. Dieser Einfluss ist bei den lokalen Messungen jedoch erneut nicht eindeutig. Lokale Aluminiumgehalte sind bei Schweißungen mit Graphit teilweise höher als bei denen ohne Graphit.

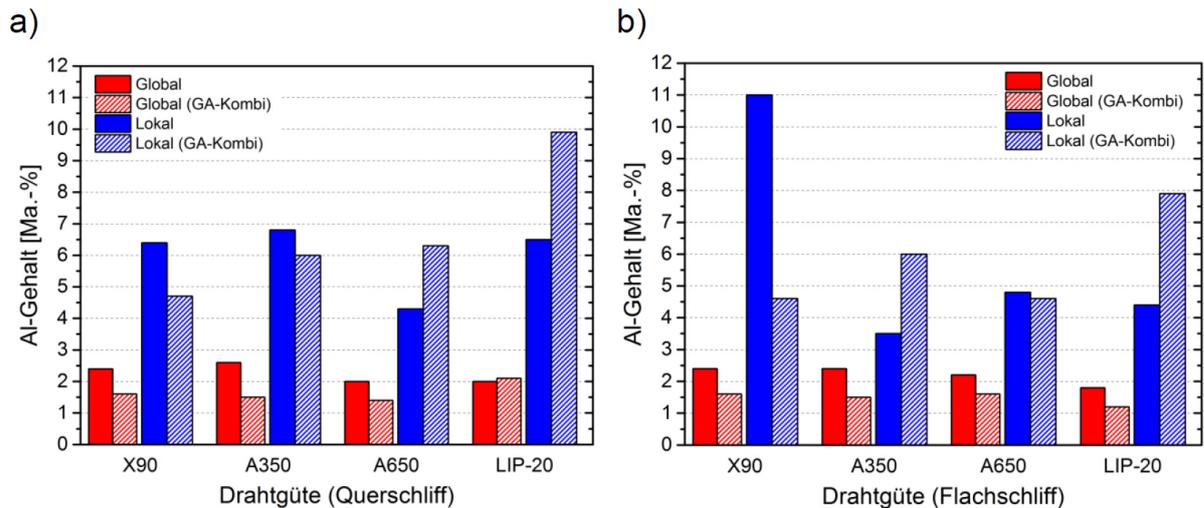


Abbildung 111: Vergleich der EDX-Mappings verschiedener Drahtgüten mit GA-Kombi im Vergleich zu den Proben ohne Graphitauftrag (GA) im a) Querschliff und b) Flachschliff [ZYS 14]

Für die Variante „GA-Kombi“ wurden auch die austenitischen Drahtgüten mit den Ergebnissen der anderen Drähte verglichen. Die globalen Messungen des Aluminiumgehalts im Schweißgefüge sind für alle Drähte sehr ähnlich und liegen zwischen 1,2-1,6 Ma.-%. Lediglich der LIP-20 liegt im Querschliff mit 2,0 Ma.-% leicht darüber. Beim lokal gemessenen Aluminiumgehalt werden mit den austenitischen Drähten jedoch tendenziell bessere Werte zwischen 2,2-5,1 Ma.-% erreicht. Die niedrigsten lokalen Messwerte werden dabei mit den Drähten A63 und A1817 erzielt. (vgl. Abbildung 112)

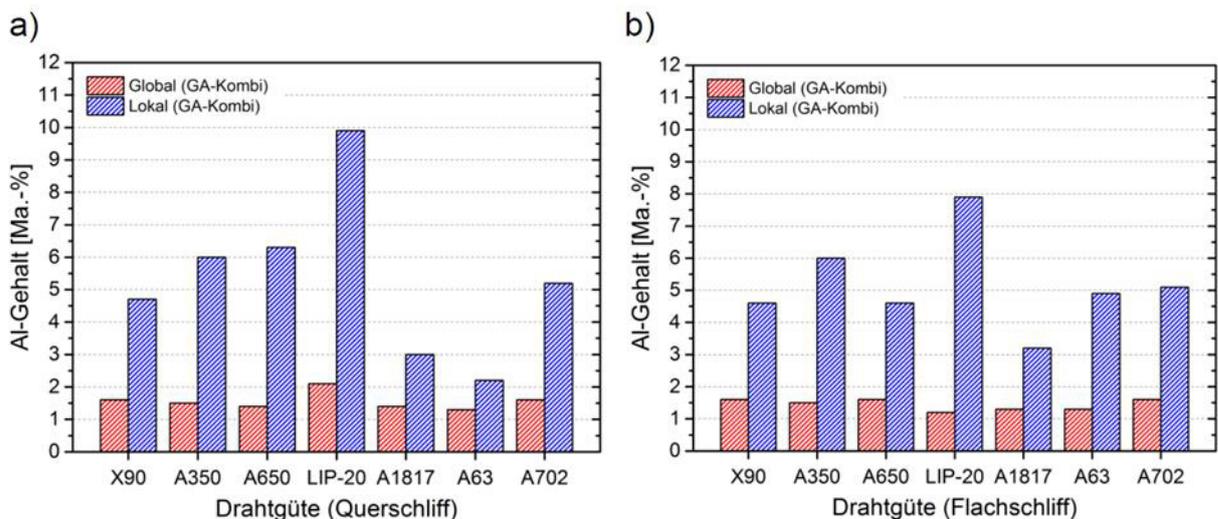


Abbildung 112: Vergleich der EDX-Mappings verschiedener Drahtgüten mit GA-Kombi im a) Querschliff und b) Flachschliff [ZYS 14]

Aufgrund der Ergebnisse der Härteuntersuchungen wurden lediglich die Versuche mit den Drähten X90, A350, A650 und A63 weitergehend untersucht. Jeweils fünf Proben wurden im Plattenwerkzeug gehärtet. Anschließend wurden Zugfestigkeitsmessungen durchgeführt. Sämtliche Proben versagten entweder in der Schweißnaht oder der Wärmeeinflusszone. Lediglich die Schweißungen mit dem Draht X90 konnten mit  $1343 \pm 84$  MPa in etwa die geforderte Zugfestigkeit erreichen.

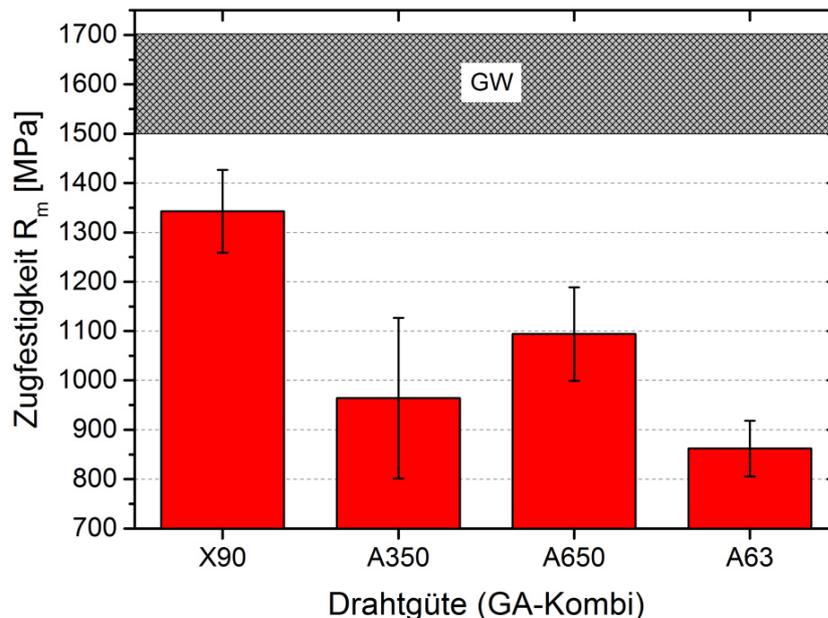


Abbildung 113: Zugfestigkeit der ausgewählten Drahtgüten mit kombiniertem Graphitauftrag im Vergleich [ZYS 14]

Die Versuchsreihen der Masterarbeit von Herrn Zysk zeigten weiterhin einen Einfluss der Schweißanlage auf. Die im Labor geschweißten Proben weisen einen höheren globalen Aluminiumgehalt auf als die an der Serienschweißanlage gefügten Nähte. Bei lokalen Messungen lässt sich jedoch erneut kein eindeutiger Einfluss erkennen. (vgl. Abbildung 114) Auch die Größe der Aluminiumanreicherungen ist an der Serienschweißanlage deutlich geringer. Zurückzuführen ist der positive Einfluss der Serienschweißanlage auf einen leicht größeren Schweißspalt. [ZYS 14]

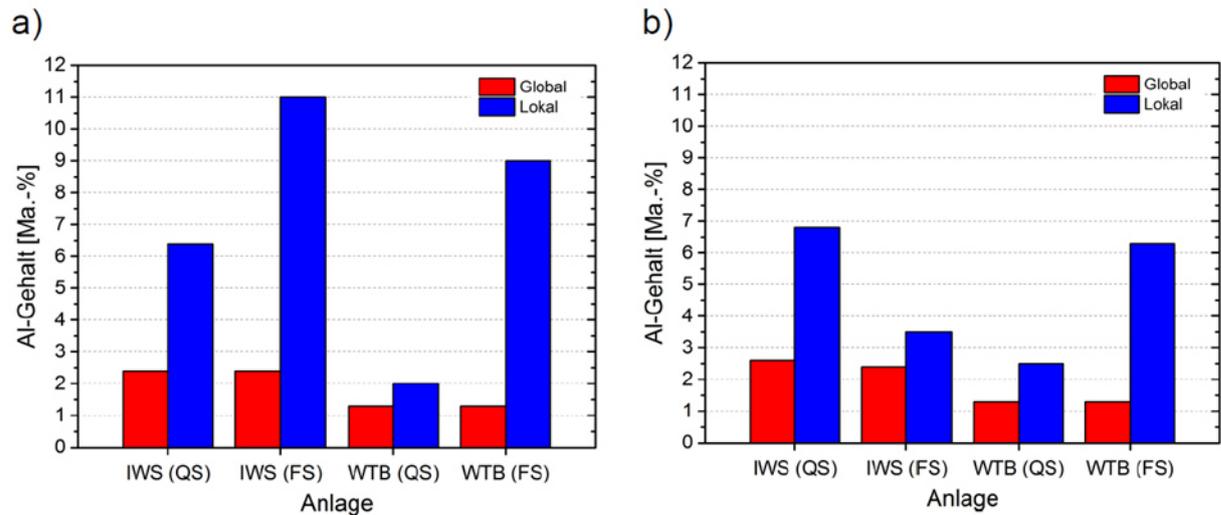


Abbildung 114: Vergleich des Al-Gehalts an gefügten Proben im Labor (IWS) und auf einer Serienschweißanlage (WTB) in der Schweißnaht. Betrachtung von QS- und FS-der Drahtgüte a) X90 b) A350 [ZYS 14]

In den Versuchsreihen der Masterarbeit konnte ein positiver Einfluss der Kohlenstoffeinbringung durch Graphit eindeutig nachgewiesen werden. Als schwierig erwies sich die Dosierung, teilweise wurde eine zu hohe Härte erzielt, die zu Kaltrissen führte. Weiterhin konnte das Problem von lokalen Aluminiumanreicherungen nicht ausreichend verbessert werden. Zwar konnte die Größe der Anreicherungen, nicht jedoch der Aluminiumgehalt dieser reduziert werden. Daher sollten weitere Untersuchungen auf eine verbesserte Durchmischung der Schmelze abzielen.

#### 6.4.7 Graphit und Turboschweißen

Auch in dieser Versuchsreihe zeigt sich der positive Einfluss des Graphits auf die Härtewerte in der Schweißnaht. Bei allen Reihen ohne Graphiteintrag ist ein Härteeinbruch in der Schweißnaht zu erkennen. Die Härtewerte liegen zwar teilweise über dem Sollwert von 415 HV, jedoch immer unter der Härte der beiden Fügepartner. Dadurch ist je nach Schweißnahtgeometrie immer mit dem Versagen einer Zugprobe in der Schweißzone zu rechnen. Alle mit Graphitauftrag geschweißten Proben weisen eine höhere Härte im Schweißgefüge auf. Bei den im Turboconti-Prinzip geschweißten Nähten liegt die Härte ungefähr auf dem Niveau des Grundwerkstoffs, bei denen mit konventionellem Conti-Prinzip (nur eine Laserquelle) geschweißten mit bis zu 712 HV deutlich darüber. Die Schweißungen ohne Graphit weisen eine deutlich geringere Streuung der Härtemessungen im Schweißgefüge auf als die mit Graphit geschweißten. Dies zeigt erneut die Notwendigkeit, eine verbesserte Dosierung des Graphiteintrags für den Serienbetrieb zu erreichen. (vgl. Abbildung 115)

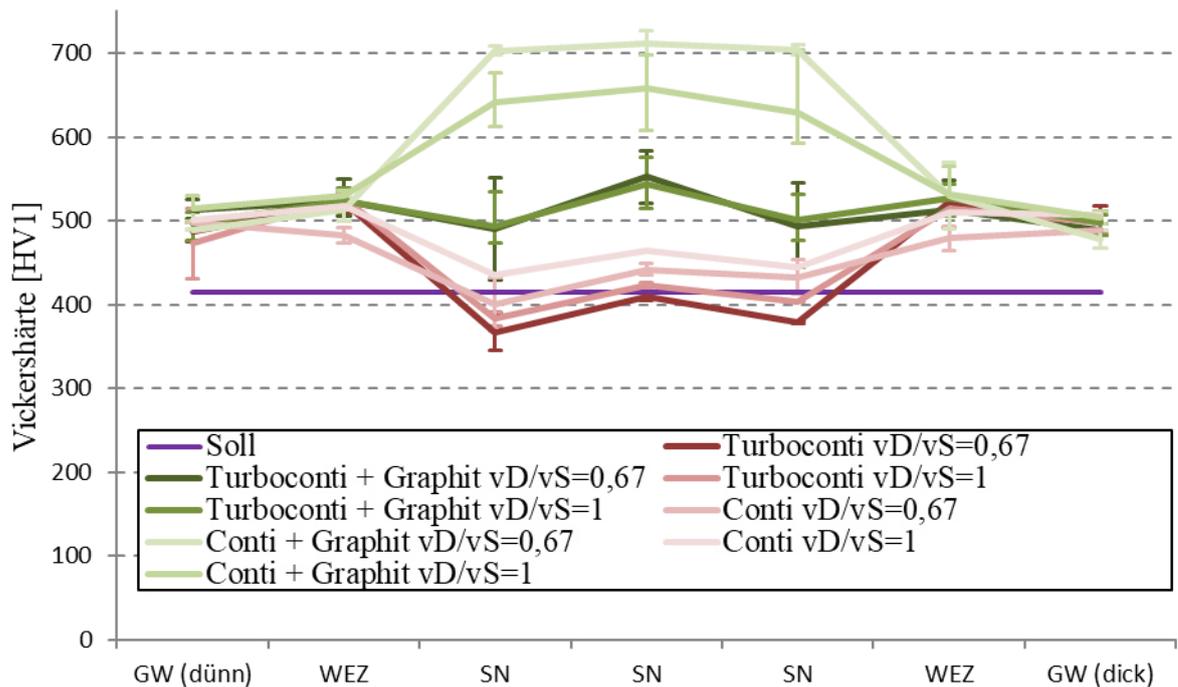


Abbildung 115: Härtemessungen zum Vergleich von Schweißungen mit dem Turboconti-Prinzip und dem konventionellen Prinzip sowie mit und ohne Graphiteintrag bei verschiedenen Draht-/Schweißgeschwindigkeits-Verhältnissen

Etwas überraschend ist zunächst, dass die Härtewerte der Schweißungen mit dem Turboconti-Prinzip sowohl ohne als auch mit Graphiteintrag niedriger liegen als die der Schweißungen mit dem konventionellen Prozess. Ursächlich hierfür ist vermutlich das Aufschmelzen eines größeren Anteils der Aluminiumbeschichtung. Betrachtet man Querschliffe beider Verfahren, sieht man einen deutlichen Unterschied in der Nahtgeometrie. Die konventionell geschweißte Naht weist eine Y-Form mit im Schnitt ca. 1,3-1,4 mm Decklagen- und 0,7-1,2 mm Wurzelbreite auf. Die mit dem Diodenlaser geschweißte Wurzel der Schweißungen mit Turboconti-Prinzip ist mit 1,6-1,9 mm deutlich breiter. Die Einschweißtiefe mit dem Diodenlaser liegt aber nur bei ca. 50 % der Blechdicke. D.h. das Verhältnis von aufgeschmolzener AlSi-Beschichtung zu aufgeschmolzenem aluminiumfreiem Grundwerkstoff ist höher. Abbildung 116 zeigt beispielhaft die Nahtgeometrie der beiden Schweißverfahren.

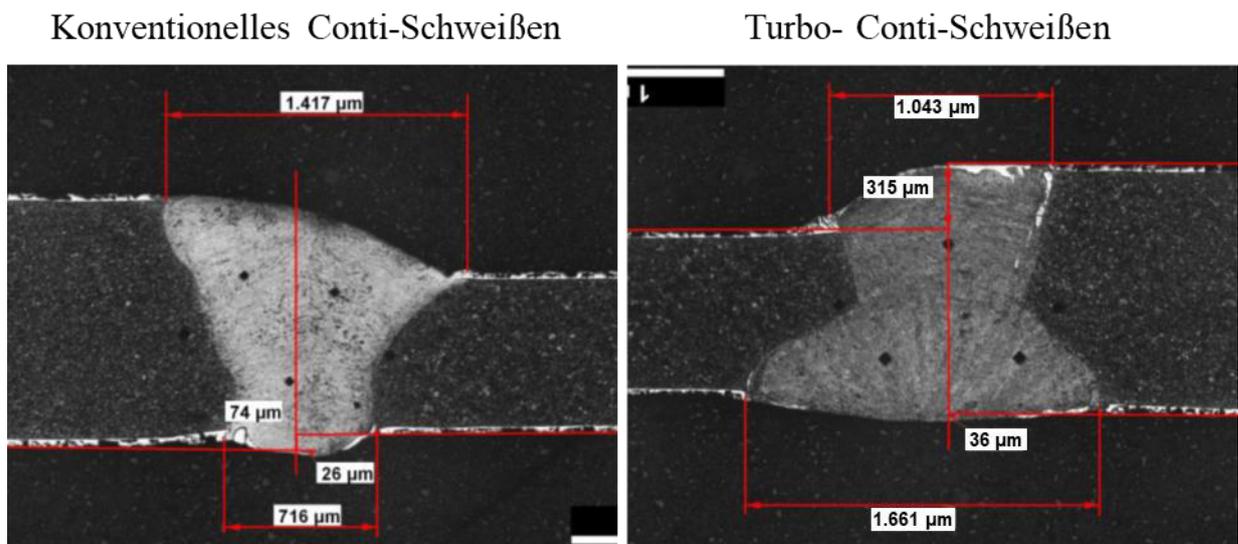


Abbildung 116: Querschliffe zum Vergleich von Schweißungen mit dem Turboconti-Prinzip und dem konventionellen Prinzip (mit Graphitauftrag,  $v_D/v_S=0,67$ )

Diese These kann vor allem beim Betrachten von Schweißungen ohne Graphit bestätigt werden. Hier lassen sich vor allem beim Schweißen mit Turboconti-Prinzip helle Aluminiumanreicherungen erkennen (vgl. Abbildung 117). Beim Schweißen mit Graphit ist dies nicht so deutlich zu erkennen, da die Schweißnaht im Allgemeinen hier heller ist, wodurch der Kontrast der Aluminiumanreicherungen weniger deutlich ist.

Die Flachschnitte bestätigen die Erkenntnisse der Querschnitte. Gut erkennbar ist hier auch die sehr geringe Anzahl von Aluminiumanreicherung sowie die geringe Größe dieser. Ebenso ist die geringere Wurzelbreite bei Schweißungen mit dem konventionellen Prinzip zu erkennen. (vgl. Abbildung 118)

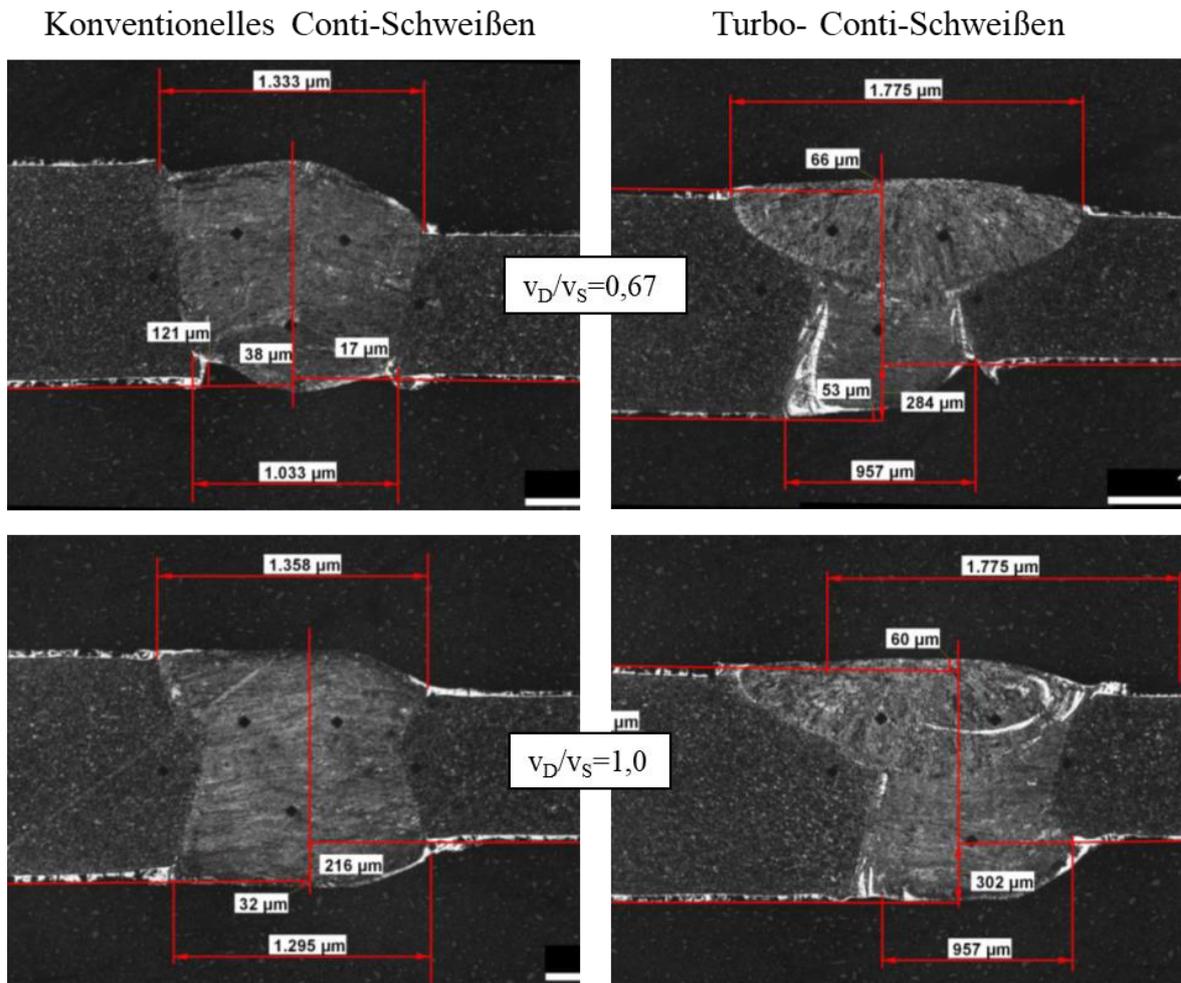


Abbildung 117: Querschliffe zum Vergleich von Schweißungen mit dem Turboconti-Prinzip und dem konventionellen Prinzip bei verschiedenen Verhältnissen von Drahtvorschub-/ zu Schweißgeschwindigkeit (ohne Graphitauftrag)

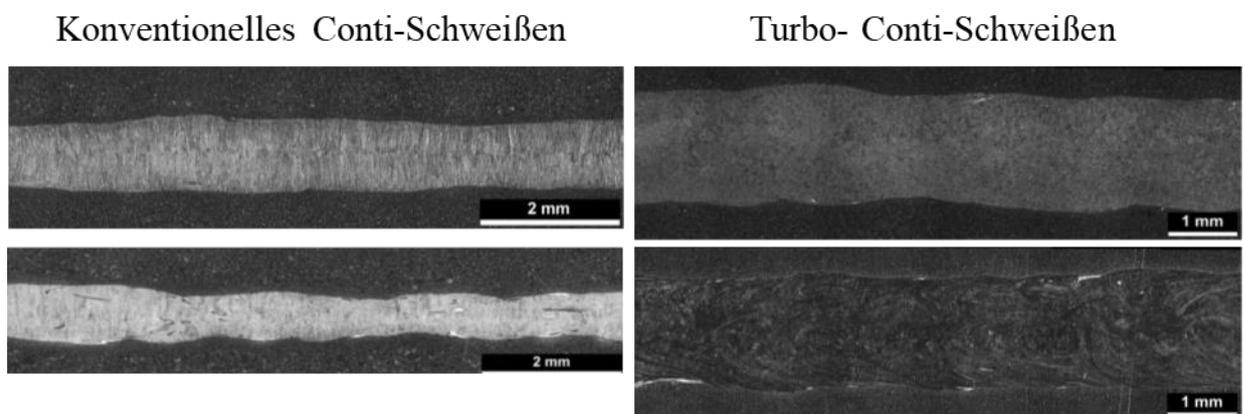


Abbildung 118: Flachschnitte zum Vergleich von Schweißungen mit dem Turboconti-Prinzip und dem konventionellen Prinzip bei dem Verhältnis von Drahtvorschub-/ zu Schweißgeschwindigkeit von 1,0 (mit Graphitauftrag)

Die Ergebnisse der Zugversuche zeigen eine deutliche Verbesserung im Vergleich zu den vorherigen Versuchsreihen mit artgleichen Fügepartnern. Nicht nur liegen alle Zugfestigkeitswerte über dem Soll von 1300 MPa, sondern auch die Versagensstelle der Zugprobe zeigt sich deutlich verbessert. Lediglich bei zwei Parametersätzen versagt die Zugprobe immer in der Schweißnaht. Bei der Versuchsreihe Turboconti ohne Graphit mit  $v_D/v_S=0,67$  ist dies auf die niedrige Härte im Schweißgefüge zurückzuführen. Die größere Menge aufgeschmolzener Beschichtung führt hier zu größeren Bereichen mit Ferritanteil. Im Gegensatz dazu ist die Versagensursache bei dem Parametersatz Conti mit Graphit  $v_D/v_S=0,67$  vermutlich die mit über 700 HV zu hohe Härte der Schweißnaht, die zu einem Spröbruch führt. Hier wird erneut die Notwendigkeit zur Optimierung der Graphitdosierung deutlich. Bei den anderen Parametersätzen versagt nur eine von 31 Zugproben in der Schweißnaht. (vgl. Abbildung 119)

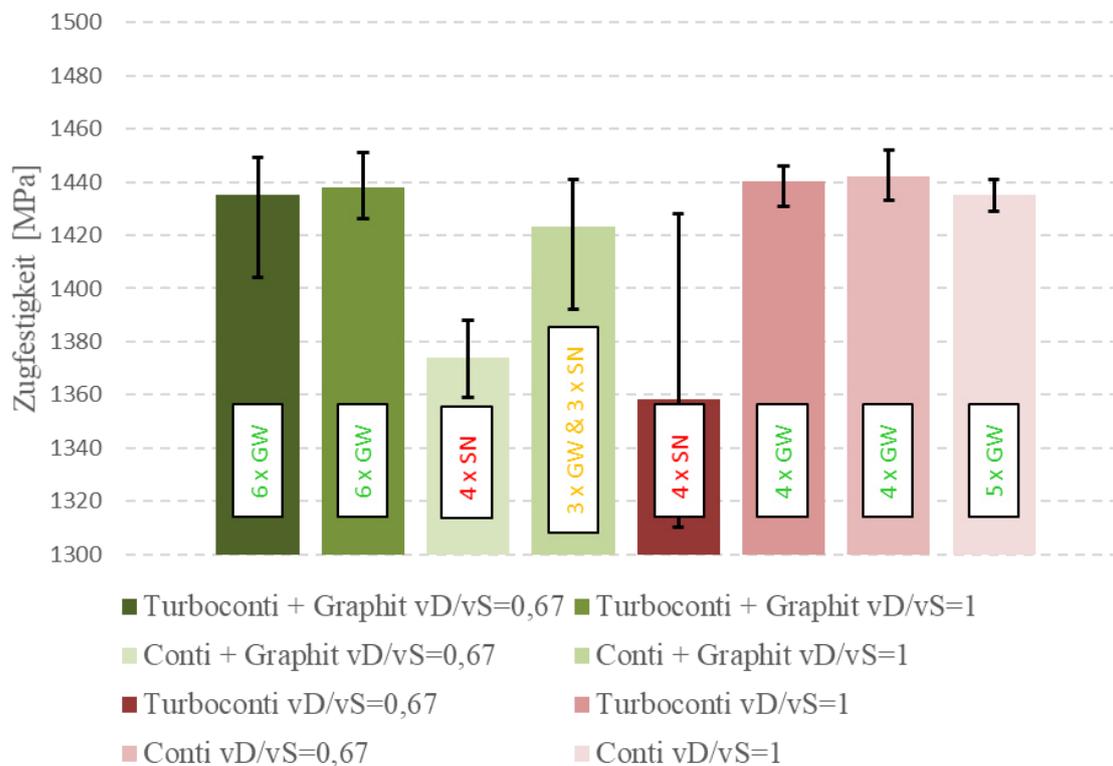


Abbildung 119: Zugversuche zum Vergleich von Schweißungen mit dem Turboconti-Prinzip und dem konventionellen Prinzip sowie mit und ohne Graphiteintrag bei verschiedenen Draht-/Schweißgeschwindigkeits-Verhältnissen

Die Ergebnisse zeigen neben der Notwendigkeit der besseren Graphitdosierung auch, dass das Turboconti-Prinzip, wie es beim Schweißen von Tailored Aluminum Blanks eingesetzt wird, nicht zu einer Verbesserung der Durchmischung der gesamten Schmelze, sondern zu einem Aufschmelzen einer größeren Beschichtungsmenge führt. Für eine Optimierung wäre der Einsatz eines anderen Lasertyps für die Wurzelschweißung sinnvoll, der zu einer geringeren Nahtbreite, aber höherer Einschweißtiefe als der Diodenlaser führt.

## 7 Zusammenfassung, Schlussfolgerungen und Ausblick

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zunächst einige Einflussgrößen beim Härten von konventionell von der Aluminium-Silizium-Beschichtung entschlackten und anschließend geschweißten, artgleichen Hotform Blanks aus Mangan-Bor-Stahl untersucht und Weiterverarbeitungshinweise davon abgeleitet. Die chemische Zusammensetzung der Schweißnaht ist fast identisch mit der des Grundwerkstoffes, es werden also keine Legierungselemente im Schweißprozess entscheidend abgebrannt und die Schweißnaht ist prinzipiell härtbar.

Bei der artgleichen Verbindung ist allerdings das Härteniveau entscheidend, da die Naht zur Schwachstelle würde, wenn die Schweißnahtstärke nach der Warmumformung geringer ist als die des Grundwerkstoffes. Aufgrund der unterschiedlichen Korngröße erfordert das Härten der Naht in der Warmumformung eine größere Sorgfalt, die Abkühlgeschwindigkeit sollte mindestens 35 K/s anstatt der ansonsten meist genannten 27 K/s betragen. In der Realität sind jedoch die Abkühlbedingungen genau im Nahtbereich kritischer zu bewerten als bei den Fügepartnern selbst, da der Dickensprung der Naht in der Realität selten genau am Dickenübergang im Werkzeug liegt. Hier bildet sich meist ein mehr oder weniger großes Luftpolster, das zu einer Reduktion der Abkühlgeschwindigkeit führt.

Als entscheidender Einflussfaktor zeigte sich jedoch gerade bei dünnen Blechkombinationen die Blechtemperatur zu Beginn des Umformprozesses, da das geringe Volumen zu einer raschen Abkühlung während des Transfers an Luft führt. Gerade bei dünnen Blechkombinationen ist eine Ofentemperatur über 900 °C und eine Transferzeit von Ofen zum Umformwerkzeug unter 10 Sekunden anzustreben, um eine Blechtemperatur von mindestens 680 °C zu Beginn der Umformung und damit ein sicheres Härten der Schweißnaht zu gewährleisten. Eine Ofentemperatur von 920 °C und eine Transferzeit von 7 Sekunden sorgte bei der dünnsten Blechkombination selbst bei einer Fehleinlage von 6 mm zu einer Härte auf Niveau des Grundwerkstoffes. Bei dickeren Blechen kommt der Einlagegenauigkeit jedoch eine größere Bedeutung zu. Da die Bleche deutlich mehr Wärme speichern, ist nicht die Abkühlung während des Transfers, sondern vielmehr die im Werkzeug entscheidend. Ist das Luftpolster hier im Bereich der Naht zu groß, kann eine rasche Abkühlung der Schweißnaht nicht gewährleistet werden.

Aus diesen Ergebnissen lassen sich folgende Empfehlungen für die Verarbeitung von artgleichen Hotform Blanks ableiten:

- Die Ofentemperatur sollte über 900 °C liegen
- Die Transferzeit von Ofen ins Umformwerkzeug sollte kleiner als 10 Sekunden sein.
- Daraus resultierend sollte die Blechtemperatur zu Beginn der Umformung mindestens 680 °C betragen.

- Die Abkühlgeschwindigkeit im Bereich der Schweißnaht sollte mindestens 38 K/s erreichen.
- Die Positioniergenauigkeit des Dickensprungs sollte möglichst hoch sein; von Fehleinlagen > 1 mm wird abgeraten.
- Im Bereich des Dickensprungs sollten sich im Werkzeug keine potentiellen Hotspots, erzeugt durch Werkzeugsegmentierung oder Ausheber, befinden.

Da diese Empfehlungen zu Einschränkungen des Warmform-Prozessfensters bei der Weiterverarbeitung von artgleichen Hotform Blanks führen können, wurde im Rahmen dieser Arbeit ein Schweißverfahren entwickelt, das durch Zulegieren mit austenitstabilisierenden Elementen ein Durchhärten der Schweißnaht auch über dieses Prozessfenster hinaus ermöglicht. Das Zulegieren erfolgt durch eine an Silizium, Chrom, Nickel und Mangan reiche Drahtelektrode schleppend im sogenannten Heißdraht-Verfahren, bei dem der Draht bereits vor Zuführung zum Laserstrahlschweißprozess konduktiv aufgeheizt wird. Diesem Verfahren wurde aufgrund des Wirtschaftlichkeitsaspekts und der vorteilhafteren Nahtgeometrie der Vorzug gegenüber dem Laserstrahl-Lichtbogen-Hybridschweißen gegeben. Geschweißt wird mit einem Spalt von 0,2 mm, um zum einen genügend Legierungselemente einzubringen und zum anderen eine zufriedenstellende Nahtgeometrie zu gewährleisten.

Während der Entwicklung des Schweißverfahrens bestätigte sich, dass bei dickeren Blechkombinationen die Einlagegenauigkeit eine größere Rolle spielt. Bei der Dickenpaarung 2,9 an 2,4 mm zeigte sich trotz der oben empfohlenen Warmformparameter (925 °C und 8 Sekunden Transferzeit) schon bei 2 mm Fehleinlage das Phänomen des Härteeinbruchs in der Schweißnaht von konventionell geschweißten Blechen. Durch das Zulegieren mit Draht wurden selbst bei 12 mm Fehleinlage sehr gute Härtewerte in der Naht erzielt. Da die Härte auf dem gleichen Niveau liegt wie bei 0 mm Fehleinlage, ist zu erwarten, dass selbst bei deutlich mehr als 12 mm ein gutes Ergebnis erzielt würde. Die Ergebnisse der Zugversuche zeigen allerdings, dass dann die Härte des an die Naht grenzenden Grundwerkstoffs abfällt, wodurch eine Schwachstelle direkt neben der Schweißnaht entstehen kann.

Es zeigte sich, dass zum einen die Wahl der Laserquelle und zum anderen die Drahtfördermenge entscheidend für den neuen Prozess ist. Ein Festkörperlaser zeigt sich vermutlich wegen einem für Stahl dienlichen Absorptionsgrad vorteilhaft gegenüber einem CO<sub>2</sub>-Laser. Eine Erhöhung der Drahtfördermenge führt aufgrund der veränderten chemischen Zusammensetzung zu einer Erhöhung der Schweißnaht Härte. Das optimale Verhältnis Drahtvorschub zu Schweißgeschwindigkeit ist allerdings für jede Dickenkombination neu zu ermitteln. Die Erkenntnisse aus den Laborversuchen konnten auch im Serien-Warmformprozess in einem realen B-Säulen Werkzeug nachgewiesen werden. Auch konnte der neue Prozess erfolgreich bei weiteren Blechdickenkombinationen getestet werden. Selbst bei Parametern außerhalb des empfohlenen Prozessfensters (870 °C, 13 Sekunden Transferzeit und 6 mm Fehleinlage) war

sogar bei der dünnsten Blechkombination kein Härteanfall in der Schweißnaht zu erkennen. Aus diesen Versuchsreihen ergibt sich die Empfehlung, alle artgleichen Hotform Blanks mit diesem Zusatzdrahtprozess zu schweißen.

Durch die Entwicklung dieses neuen Prozesses ergab sich die Möglichkeit, den zusätzlichen Prozessschritt der Entschichtung entfallen zu lassen. Zunächst lag dabei der Fokus auf der Mischverbindung von Mangan-Bor mit einem mikrolegierten Stahl. Da letzterer nicht härtbar ist, müssen hier lediglich spröde, intermetallische Phasen in der Schweißnaht vermieden werden. Dazu muss ein Aluminiumgehalt von ca. 12 Ma.-% im gesamten Nahtbereich unterschritten werden. Der Schweißspalt trägt zum Erreichen dieses Zieles bei, da bei gleichbleibendem Fokusdurchmesser des Lasers weniger der AlSi-Beschichtung aufgeschmolzen wird. Der Spalt wird mit aluminiumfreien Material aufgefüllt. Weiterhin wird durch den Zusatzdrahtprozess die Dynamik der Schmelze erhöht und damit die Homogenisierung verbessert. Global über die Schweißnaht gesehen wurde durch dieses Verfahren ein Aluminiumgehalt von ca. 1 Ma.-% erzielt, lokal maximal 3,8 Ma.-%. Ein Auftreten intermetallischer Phasen kann ausgeschlossen werden. Alle Zugversuche, auch die Hochgeschwindigkeitszugproben, versagen im mikrolegierten Grundwerkstoff.

Das Verfahren mit Zusatzwerkstoff und ohne Entschichten erzielt bei Ermüdungsversuchen sogar bessere Ergebnisse als der konventionelle Prozess. Zurückzuführen ist dies auf die vorteilhafte Nahtgeometrie der mit Draht geschweißten Bleche. Bei Ermüdungsversuchen ist die Versagensstelle meist die Stelle mit dem geringsten Querschnitt. Bei konventionell geschweißten Blechen ist dies naturgemäß die Schweißnaht selbst. Der Zusatzdraht führt jedoch zu einer Nahtüberhöhung und somit zu einer höheren Schwingfestigkeit des neuen Verfahrens.

Um den Entfall der Entschichtung auch für eine artgleiche Verbindung zu ermöglichen, muss ein Aluminiumgehalt von ca. 2 Ma.-% unterschritten werden. Oberhalb dieser Grenze ist das Gefüge bei üblichen Warmformparametern nicht härtbar, da es nicht austenitisiert wird. Das Zulegieren mit austenitstabilisierenden Elementen kann dazu beitragen, dass trotz eines höheren Aluminiumgehalts ein Austenitisieren ermöglicht wird. Die einfachste Möglichkeit, den Aluminiumgehalt weiter zu reduzieren, war, Bleche mit einer geringeren Beschichtungsdicke einzusetzen. Auch für diese artgleiche Verbindung mit AS80-Beschichtung konnte das Heißdraht-Verfahren erfolgreich qualifiziert werden. Auch hier konnte das neu entwickelte Verfahren aufgrund der vorteilhaften Nahtgeometrie bessere Ergebnisse als der konventionelle Prozess erzielen, sowohl im quasistatischen und Hochgeschwindigkeitszugversuch als auch im Laststeigerungsversuch. Die Schwingfestigkeit konnte um mehr als 10 % gesteigert werden. Global wurden hier maximal 0,7 Ma.-% Aluminium ermittelt, lokal 1,5 Ma.-%.

Zuletzt sollte das Verfahren auch für die gebräuchliche AS150-Beschichtung qualifiziert werden. Die gewünschten Ergebnisse konnten zunächst nicht erreicht werden. Aufgrund leicht

niedrigerer Härte in der Schweißnaht versagten alle Zugproben in diesem Bereich. Auch alternative Zusatzdrähte führten nicht zum Erfolg. Um eine Erhöhung der Schweißnaht Härte zu erzielen, wurde im nächsten Schritt eine Aufkohlung durch Graphit-Spray oder -Lack umgesetzt. Die Dosierung des eingebrachten Kohlenstoffs erwies sich als schwierig bei den angewandten Verfahren mit Spray und Lack, da eine zu große Menge zu Kaltrissen führen kann. Auch konnte der Aluminiumgehalt lokal nicht entscheidend reduziert werden. Auf eine bessere Homogenisierung der Schmelze zielte die finale Versuchsreihe ab. Mit dem sogenannten Turbo-Conti-Prinzip sollte die Schmelze durch eine zweite Laserquelle erneut durchmischt werden. Die vorhandene Anlagenkonfiguration zeigte sich jedoch nachteilig. Der größere Fokusbereich des eingesetzten Diodenlasers führt zum Aufschmelzen einer größeren Menge Aluminium. Weiterhin beträgt die Einschweißtiefe nur etwa 50 % der Blechdicke.

Jedoch konnten in dieser Versuchsreihe mit dem konventionellen Conti-Prinzip, Zusatzdraht und Graphitauftrag deutlich bessere Ergebnisse im Zugversuch erzielt werden. Ursache dafür ist, dass in dieser Untersuchung erstmals realitätsnah unterschiedlich dicke Bleche miteinander verschweißt wurden. Die Schwachstelle der Verbindung ist die mit dem geringsten Querschnitt, also nicht mehr die Naht, sondern der dünnere Fügepartner.

Da aber auch in dieser letzten Versuchsreihe die Ergebnisse noch zu stark streuen, ist eine weitere Optimierung des Verfahrens für artgleiche Verbindungen mit AS150-Beschichtung anzustreben. Dabei ist zum einen auf eine bessere Dosierbarkeit des Kohlenstoffeintrags und zum anderen auf eine bessere Durchmischung der Schmelze abzielen. Hierzu könnte das Turboconti-Prinzip mit einer anderen Laserquelle optimiert werden. Vorstellbar ist aber auch ein Rühren oder Pendeln des Laserstrahls. Eine weitere Möglichkeit ist eine Ableitung des CMT (Cold Metal Transfer) -Schweißens. Das Vor- und Zurück-Bewegen des Drahtes mit hoher Frequenz könnte durch die erhöhte Dynamik des Schmelzbades zu einer verbesserten Homogenisierung beitragen. Weiterhin ist denkbar, die Menge eingespülter AlSi-Beschichtung durch einen größeren Schweißspalt weiter zu reduzieren.

## 8 Formelzeichen und Indizes

$\alpha$ / $\alpha$ -Fe		Ferritische Phase
$\alpha_K$	[W/m <sup>2</sup> K]	Wärmeübergangskoeffizient
A	[%]	Bruchdehnung
A <sub>50</sub> / A <sub>80</sub>	[%]	Bruchdehnung bei Verwendung einer A <sub>50</sub> - bzw. A <sub>80</sub> -Zugprobe
A <sub>c1</sub>	[°C]	Starttemperatur für die Austenitbildung bei Erwärmung
A <sub>c3</sub>	[°C]	Endtemperatur für die Austenitbildung bei Erwärmung
AlSi		Aluminium-Silizium
AS		Aluminium-Silizium-Beschichtung
B		Bainit
B <sub>Naht</sub>	[mm]	Nahtbreite
B <sub>Spalt</sub>	[mm]	Spaltbreite
$\gamma$ / $\gamma$ -Fe		Austenitische Phase
C-Spray		Kohlenstoff-Spray
CMT		Cold Metal Transfer
CR <sub>t8/5</sub>	[K/s]	Abkühlrate von 800 °C auf 500 °C
d <sub>Draht</sub>	[mm]	Drahtdurchmesser
$\Delta$	[mm]	Fehleinlage Platinendickensprung zu Werkzeugdickensprung
EDX		Energiedispersive Röntgenspektroskopie
F		Ferrit
FS		Flachschliff
GA		Graphit-Auftrag
GW		Grundwerkstoff

HFB		Hotform Blanks
HV		Vickers-Härte
$\lambda$	[nm]	Wellenlänge
$L_{\text{Naht}}$	[mm]	Nahtlänge
M		Martensit
Ma.-%	[%]	Massen-%
$m_{\text{o}_i, \text{SG}}$	[%]	Massenanteil (MA) einzelner Elemente im Schweißgut
$m_{\text{o}_i, \text{MBW}@1500}$	[%]	MA einzelner Elemente des GW im Schweißgut
$m_{\text{o}_i, \text{Draht}}$	[%]	MA einzelner Elemente des Zusatzwerkstoffs im Schweißgut
$m_{\text{o}_i, \text{MBW}@1500, \text{GW}}$	[%]	MA einzelner Elemente im Grundwerkstoff
$m_{\text{MBW}@1500}$	[kg]	Masse aufgeschmolzener Grundwerkstoff
$m_{\text{Draht}}$	[kg]	Masse aufgeschmolzener Zusatzwerkstoff
$m_{\text{o}_i, \text{Draht, GW}}$	[%]	MA einzelner Elemente im Schweißdraht
$M_{\text{S}}$	[°C]	Martensitstarttemperatur beim Abkühlen
$M_{\text{f}}$	[°C]	Martensitfinishtemperatur beim Abkühlen
MSG		Metall-Schutzgasschweißen
OEM		Original Equipment Manufacturer
OF		Oberfläche
OK		Oberkante
P		Perlit
$P_{\text{L}}$	[kW]	Laserleistung
$\rho_{\text{Stahl}}$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte Stahl
QS		Querschleif

R		Spannungs-/ Lastverhältnis
REM		Rasterelektronenmikroskop
$R_m$	[MPa]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[MPa]	Streckgrenze, 0,2%-Dehngrenze
SN		Schweißnaht
$\sigma_a$	[MPa]	Spannungsamplitude
$\sigma_{max}$	[MPa]	Maximal-Spannung
$\sigma_{min}$	[MPa]	Minimal-Spannung
t	[mm]	Blechdicke
$t_{Mittel}$	[mm]	gemittelte Blechdicke zwischen dünnem und dickem Blech
TAB®		Tailored Aluminum Blank
TRB®		Tailor Rolled Blank
TWB		Tailor Welded Blank
UK		Unterkante
v	[m/min]	Vorschubgeschwindigkeit
$v_S$	[m/min]	Schweißgeschwindigkeit
$v_D$	[m/min]	Drahtvorschubgeschwindigkeit
$v_D/v_S$		Vorschubverhältnis Draht-/Schweißgeschwindigkeit
vgl.		vergleiche
WEZ		Wärmeeinflusszone
WIG		Wolfram-Inertgasschweißen
WTB		WISCO Tailored Blanks
ZTU		Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild

## 9 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Beispiel für eine intelligente Schachtelung zur Optimierung der Materialausnutzung .....	14
Abbildung 2: 2D-Blank mit Patchwork Blank .....	16
Abbildung 3: Schnittflächenkenngrößen an schergeschnittenen Bauteilen [GLÄ 13].....	18
Abbildung 4: Wellenlängenabhängige Absorption verschiedener Werkstoffe [DIL 06].....	19
Abbildung 5: Prinzip des Tiefschweißens [DIL 06].....	19
Abbildung 6: MBW <sup>®</sup> 1500 im Lieferspektrum von ThyssenKrupp Steel Europe modifiziert übernommen aus [THY 16] .....	23
Abbildung 7: ZTU-Diagramm MBW <sup>®</sup> 1500 mit kritischer Abkühlgeschwindigkeit modifiziert übernommen aus [THY 16] .....	23
Abbildung 8: AISi-Beschichtung vor der Wärmebehandlung [VIE 10] .....	26
Abbildung 9: Vergleich direkte (a) und indirekte (b) Warmumformung [THY 12] .....	28
Abbildung 10: Abkühlung von 950 °C von Platinen verschiedener Dicke an Luft [THY 13] .....	29
Abbildung 11: Schematisches ZTU-Schaubild mit Einflussgrößen aus Schweiß- und Warmformprozess [THY 13].....	30
Abbildung 12: Formschluss im Werkzeug bei Tailor Welded Blanks mit Dickensprung .....	32
Abbildung 13: Härteverlauf einer Hotform Blank B-Säule vor und nach der Warmumformung .....	32
Abbildung 14: Vergleich konventionelle Schweißnaht ohne (links) bzw. mit (rechts) vorherigem Entschichten nach Härten.....	33
Abbildung 15: Draufsicht (links) und Querschliff (rechts) einer entschichteten Kante.....	34
Abbildung 16: Partielle Entschichtung [CAN 07].....	35
Abbildung 17: Prinzipskizzen zum Vergleich partiell (a) und vollständig (b) Entschichten .....	35
Abbildung 18: Querschliffe zum Vergleich partiell (a) und vollständig (b) Entschichten .....	35
Abbildung 19: Leistungsdichten und Pulsdauern zur Materialbearbeitung mit Lasern [EIC 10] .....	36
Abbildung 20: Vergleich Abhängigkeit der Härte von der Abkühlgeschwindigkeit; modifiziert übernommen aus [CRE 11].....	38
Abbildung 21: Abhängigkeit der Martensitstarttemperatur von der Austenitkorngröße; modifiziert übernommen aus [YAN 09].....	38
Abbildung 22: Verfahrensprinzip Tailor Rolled Blanks [MUB 14] .....	39
Abbildung 23: Querschliff und Härteverlauf einer mit Kohlenstoff auflegierten Schweißnaht nach dem Härten [BRA 11b] .....	45
Abbildung 24: Schematische Darstellung zur Entstehung eigenmagnetischer Volumenkräfte im Schmelzbad [HÜG 09].....	47

Abbildung 25: Anordnung der schleppenden (links) und stechenden (rechts) Drahtzufuhr [SCH 02] .....	47
Abbildung 26: Abhängigkeit der Härte vom Formschluss; modifiziert übernommen aus [BRA 11b] .....	52
Abbildung 27: Potentielle Hotspots durch unterbrochene Kühlkanäle in segmentierten Werkzeugen [VOL 14] .....	53
Abbildung 28: Wärmeübergangskoeffizient $\alpha_K$ für eine Spaltweite von 0,2 mm und verschiedene Kontaktdrücke MBW <sup>®</sup> 1500+AS [WEI 13] .....	54
Abbildung 29: Temperatur-Messkurven MBW <sup>®</sup> 1500+AS; t=1,5mm; bei unterschiedlichen Kontaktdrücken und Spaltweiten [WEI 13] .....	54
Abbildung 30: Plattenwerkzeug am Institut Tools & Forming der TU Graz .....	55
Abbildung 31: Skizze und Foto Werkzeugdesign und Einbringung der Mantelthermoelemente .....	56
Abbildung 32: Temperaturverlauf der Probe E1 (Parametersatz 3) in den Bereichen 1,36 mm Blech / Schweißnaht / 1,75 mm Blech .....	57
Abbildung 33: Temperaturverlauf der Probe E5 (Parametersatz 11) in den Bereichen 1,36 mm Blech / Schweißnaht / 1,75 mm Blech während der Abkühlphase .....	58
Abbildung 34: Härtemessung und metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 1 (870 °C - 13 Sekunden Transfer – 6 mm Offset) .....	60
Abbildung 35: Metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 1 (870 °C - 13 Sekunden Transfer - 6 mm Offset) .....	61
Abbildung 36: Metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 11 (870 °C - 13 Sekunden Transfer – 2 mm Offset) .....	62
Abbildung 37: Härtemessung und metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 5 (870 °C - 11 Sekunden Transfer - 6 mm Offset) .....	63
Abbildung 38: Härtemessung und metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 6 (870 °C - 9 Sekunden Transfer - 6 mm Offset) .....	63
Abbildung 39: Bewertung der Bruchlage nach dem Zugversuch; oben: Bruchlage im Grundwerkstoff; unten: Bruchlage in der Schweißnaht .....	64
Abbildung 40: Härtemessung und metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 2 (900 °C - 13 Sekunden Transfer - 6 mm Offset) .....	65
Abbildung 41: Härtemessung und metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 4 (940 °C - 13 Sekunden Transfer - 6 mm Offset) .....	66
Abbildung 42: Härtemessung an Proben des Parametersatz 10 (920 °C - 7 Sekunden Transfer - 6 mm Offset) .....	67
Abbildung 43: Metallurgische Analyse an Proben des Parametersatz 9 (920 °C - 7 Sekunden Transfer - 6 mm Offset) .....	67

Abbildung 44: Temperaturverlauf einer Probe mit größerer Blechstärke und Dickensprung in den Bereichen 2,9 mm Blech / Schweißnaht / 1,5 mm Blech (930 °C Ofentemperatur, ca. 7 Sekunden Transferzeit, 6 mm Fehleinlage).....	69
Abbildung 45: Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten der Stähle [DIL 05].....	73
Abbildung 46: Schematischer Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten des Austenits im ZTU-Diagramm [THY 13] .....	73
Abbildung 47: Versuchsaufbau in Serienschweißanlage .....	76
Abbildung 48: Position Probenentnahme .....	79
Abbildung 49: Härtemessung in der Schweißnahtmitte bei verschiedenen Schweißprozessen und Fehleinlagen .....	80
Abbildung 50: Gefügestruktur bei 8 mm Fehleinlage (1-konventionelles Laserstrahlschweißen; 2-Laserstrahlschweißen mit Zusatzdraht; 3-Laser-Lichtbogen-Hybridschweißen).....	81
Abbildung 51: Zugfestigkeit im Zugversuch bei verschiedenen Schweißprozessen und Fehleinlagen .....	82
Abbildung 52: Bruchdehnung im Zugversuch bei verschiedenen Schweißprozessen und Fehleinlagen .....	82
Abbildung 53: Elementverteilung in der Schweißnaht.....	83
Abbildung 54: Härtemessung in der Schweißnaht bei verschiedenen Drahtzufuhrmengen .....	84
Abbildung 55: Metallographische Analyse zum Vergleich verschiedener Laser-Quellen (1-Scheibenlaser; 2-CO <sub>2</sub> -Laser) .....	86
Abbildung 56: Härtemessung in der Schweißnaht bei variierender Fehleinlage .....	87
Abbildung 57: Härtemessung an Proben des Parametersatz 1 (870 °C - 13 Sekunden Transfer – 6 mm Offset); geschweißt mit Zusatzwerkstoff.....	88
Abbildung 58: Metallographische Analyse an Proben des Parametersatz 1 (870 °C - 13 Sekunden Transfer – 6 mm Offset); geschweißt mit Zusatzwerkstoff.....	88
Abbildung 59: REM-Aufnahme und EDX-Analyse einer Referenzprobe ohne Entschichten und konventionell geschweißt.....	89
Abbildung 60: Metallographische Analyse an mehrfach überschweißten Nähten (1-vor dem Presshärten; 2-nach dem Presshärten) .....	90
Abbildung 61: Metallographische Analyse an mit Aktivgas geschweißten Nähten (1-vor dem Presshärten, Reihe 4; 2-nach dem Presshärten, Reihe 2).....	91
Abbildung 62: Metallographische Analyse an mittels Laser-Lichtbogen-Hybrid-Prozess mit 0 mm Spalt geschweißten Nähten vor dem Presshärten (1-MBW <sup>®</sup> 1500 an HX340, Reihe 4; 2- MBW <sup>®</sup> 1500 an MBW <sup>®</sup> 1500) .....	92

Abbildung 63: Metallographische Analyse an mittels Laser-Lichtbogen-Hybrid-Prozess mit 0,2 mm Spalt geschweißten Nähten vor dem Presshärten (1-MBW®1500 an HX340, Reihe 4; 2- MBW®1500 an MBW®1500) .....	93
Abbildung 64: Metallographische Analyse an mittels Laser-Lichtbogen-Hybrid-Prozess geschweißten Nähten (MBW®1500 an MBW®1500) vor dem Presshärten (1-0 mm Spalt, Reihe 4; 2- 0,2 mm Spalt) .....	93
Abbildung 65: Metallographische Analyse und Härtemessung an einer mittels Laser-Lichtbogen-Hybrid-Prozess geschweißten Naht (MBW®1500 an MBW®1500) nach dem Presshärten .....	94
Abbildung 66: Al-Fe Phasendiagramm mit intermetallischen Phasen; modifiziert übernommen aus [HEN 07] .....	95
Abbildung 67: Querschliffe von Schweißnähten ohne vorheriges Entschichten und konventionell laserstrahlgeschweißt .....	96
Abbildung 68: Metallographie zum Einfluss des Schweißspaltes (MBW®500 an MBW®1500 mit AS150 Beschichtung; 1- $v_S = 7$ m/min und $v_D = 5$ m/min; 2- $v_S = 5,5$ m/min und $v_D = 5$ m/min) .....	98
Abbildung 69: Metallographie zum Einfluss der Beschichtung (MBW®500 an MBW®1500 geschweißt mit 0,05 mm Spalt; 1- $v_S = 7$ m/min und $v_D = 5$ m/min; 2- $v_S = 5,5$ m/min und $v_D = 5$ m/min) .....	99
Abbildung 70: Probengeometrie Hochgeschwindigkeitszugversuch .....	101
Abbildung 71: Vergleich Härteprofil Wasserbadhärten und Härten im Plattenwerkzeug beispielhaft für 2 verschiedene Parameter .....	106
Abbildung 72: Präparation der Bleche für die Schweißversuche a) unbehandelte Bleche b) Graphit kombiniert (GA-Kombi) c) Graphit Fokusfläche (GA-OF) d) Graphit Stirnfläche (GA-Stirn) [ZYS 14] .....	108
Abbildung 73: Vergleichende Härtemessung zum Einfluss der Zusatzdrahtmenge .....	110
Abbildung 74: Querschliffe von Schweißnähten geschweißt mit verschiedenen Zusatzdrahtmengen .....	111
Abbildung 75: Bruchlastspielzahl-Spanungsamplitude/Maximalspannung (ähnlich Wöhler- Diagramm, aber mit linearer Ordinate); jeweils letzte Stufen der Laststeigerungsversuche .....	113
Abbildung 76: Härtemessungen Mischverbindung 1,2 mm .....	118
Abbildung 77: Metallographische Untersuchungen an Proben der Mischverbindung 1,2 mm mit 32- und 500-facher Vergrößerung .....	119
Abbildung 78: Lokale Härtemessungen HV 0,1 Mischverbindung 1,2 mm .....	120
Abbildung 79: REM-Aufnahme (links) und EDX-Analyse (rechts) Mischverbindung 1,2 mm; oben: Querschliff; unten: Flachschliff .....	121
Abbildung 80: Metallographischer Querschliff einer Probe, deren Zugprobe in der Schweißnaht reißt .....	122

Abbildung 81: Metallographische Querschliffe artgleiche Verbindung AS80 (1,0 an 0,8 mm).....	123
Abbildung 82: Härtemessungen artgleiche Verbindung AS80 (1,0 an 0,8 mm).....	124
Abbildung 83: Metallographische Querschliffe artgleiche Verbindung AS80 (1,2 an 1,2 mm; 1- Referenzschweißung konventioneller Prozess; 2- Heißdrahtprozess).....	125
Abbildung 84: Härtemessungen artgleiche Verbindung AS80 (1,2 an 1,2 mm).....	125
Abbildung 85: Bruchlastspielzahl-Spannungsamplitude/Maximalspannung (ähnlich Wöhler- Diagramm, aber mit linearer Ordinate); jeweils letzte Stufen der Laststeigerungsversuche.....	128
Abbildung 86: REM-Aufnahme (links) und EDX-Analyse (rechts) artgleiche Verbindung, AS80, 1,2 mm; oben: Querschliff; unten: Flachschliff.....	131
Abbildung 87: Zugfestigkeit in Abhängigkeit vom Verhältnis Drahtvorschub zu Schweißgeschwindigkeit; artgleich, AS150.....	132
Abbildung 88: Härtemessungen in Abhängigkeit vom Verhältnis Drahtvorschub zu Schweißgeschwindigkeit; artgleich, AS150.....	133
Abbildung 89: Metallographische Analyse zur Abhängigkeit von Aluminiumanreicherungen vom Verhältnis Drahtvorschub zu Schweißgeschwindigkeit (0,36-0,73); artgleich, AS150.....	134
Abbildung 90: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A 702, Drahtvorschub 2 m/min, artgleich, AS150.....	135
Abbildung 91: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A 702, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150.....	136
Abbildung 92: Querschliff und Härtemessung vor (links) und nach dem Wasserbadhärten (rechts), Schweißzusatz Ni-Rod44, Drahtvorschub 1 m/min, artgleich, AS150.....	137
Abbildung 93: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz C80, Drahtvorschub 1,2 m/min, artgleich, AS150.....	138
Abbildung 94: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A73 G2, Drahtvorschub 2 m/min, artgleich, AS150.....	138
Abbildung 95: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A73 G2, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150.....	139
Abbildung 96: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A73 G2, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150.....	139
Abbildung 97: Querschliff und Härtemessung nach Werkzeughärten, Schweißzusatz UTP A73 G2, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150.....	140
Abbildung 98: Querschliff und Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz 100Cr6, Drahtvorschub 1,2 m/min, artgleich, AS150.....	140
Abbildung 99: Querschliff und Härtemessung nach Werkzeughärten, Schweißzusatz C80, Drahtvorschub 1,2 m/min, artgleich, AS150.....	141

Abbildung 100: Licht- und Rasterelektronenmikroskopie am Querschliff und Härtemessung vor (links) und nach Wasserbadhärten (rechts), Schweißzusatz UTP A DUR 600, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150 .....	142
Abbildung 101: Querschliff und Härtemessung vor und nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz UTP A DUR 600, Drahtvorschub 3 m/min, artgleich, AS150 .....	143
Abbildung 102: Lichtmikroskopie am Querschliff und Härtemessung vor (links) und nach Wasserbadhärten (rechts), Schweißzusatz TWIP, Drahtvorschub 1,2 m/min, artgleich, AS150 .....	144
Abbildung 103: Querschliff und Härtemessung nach Werkzeughärten, Schweißzusatz TWIP, Drahtvorschub 1,2 m/min, artgleich, AS150 .....	145
Abbildung 104: Querschliff und 2 Härtemessung nach Wasserbadhärten, Schweißzusatz X90 & C-Spray, Drahtvorschub 2 m/min, artgleich, AS150 .....	146
Abbildung 105: Querschliff und Härtemessung nach Werkzeughärten, Schweißzusatz X90 & C-Spray, Drahtvorschub 2 m/min, artgleich, AS150 .....	147
Abbildung 106: Mikrohärteverläufe von Schweißungen mit den Zusatzdrähten X90 (oben links), A350 (unten links) und A650 (unten rechts) mit verschiedenen Graphitauftragsvarianten nach dem Härten (OK: Oberkante der Naht; UK: Unterkante der Naht) [ZYS 14].....	148
Abbildung 107: Metallographische Untersuchungen nach dem Härten an Schweißungen mit dem Draht A350 und Graphitauftrag im Querschliff (links) und Flachschliff (rechts) ...	149
Abbildung 108: Mikrohärteverläufe von Schweißungen mit dem Zusatzdraht LIP-20 mit der Graphitauftragsvariante Kombi nach dem Härten (OK: Oberkante der Naht; UK: Unterkante der Naht) [ZYS 14] .....	149
Abbildung 109: Mikrohärteverläufe von Schweißungen mit den Zusatzdrähten A1817 (oben links), A63 (oben rechts) und A702 (unten links) mit der Graphitauftragsvariante Kombi nach dem Härten (OK: Oberkante der Naht; UK: Unterkante der Naht) [ZYS 14]...	150
Abbildung 110: Zusammenfassung des EDX-Mappings der Drahtgüte X90 bei variierendem Graphitauftrag (GA) im a) Querschliff und b) Flachschliff [ZYS 14].....	151
Abbildung 111: Vergleich der EDX-Mappings verschiedener Drahtgüten mit GA-Kombi im Vergleich zu den Proben ohne Graphitauftrag (GA) im a) Querschliff und b) Flachschliff [ZYS 14].....	152
Abbildung 112: Vergleich der EDX-Mappings verschiedener Drahtgüten mit GA-Kombi im a) Querschliff und b) Flachschliff [ZYS 14].....	152
Abbildung 113: Zugfestigkeit der ausgewählten Drahtgüten mit kombiniertem Graphitauftrag im Vergleich [ZYS 14] .....	153
Abbildung 114: Vergleich des Al-Gehalts an gefügten Proben im Labor (IWS) und auf einer Serienschweißanlage (WTB) in der Schweißnaht. Betrachtung von QS- und FS-der Drahtgüte a) X90 b) A350 [ZYS 14].....	154

---

Abbildung 115: Härtemessungen zum Vergleich von Schweißungen mit dem Turboconti-Prinzip und dem konventionellen Prinzip sowie mit und ohne Graphiteintrag bei verschiedenen Draht-/Schweißgeschwindigkeits-Verhältnissen .....	155
Abbildung 116: Querschliffe zum Vergleich von Schweißungen mit dem Turboconti-Prinzip und dem konventionellen Prinzip (mit Graphitauftrag, $v_D/v_S=0,67$ ) .....	156
Abbildung 117: Querschliffe zum Vergleich von Schweißungen mit dem Turboconti-Prinzip und dem konventionellen Prinzip bei verschiedenen Verhältnissen von Drahtvorschub-/ zu Schweißgeschwindigkeit (ohne Graphitauftrag) .....	157
Abbildung 118: Flachschliffe zum Vergleich von Schweißungen mit dem Turboconti-Prinzip und dem konventionellen Prinzip bei dem Verhältnis von Drahtvorschub-/ zu Schweißgeschwindigkeit von 1,0 (mit Graphitauftrag).....	157
Abbildung 119: Zugversuche zum Vergleich von Schweißungen mit dem Turboconti-Prinzip und dem konventionellen Prinzip sowie mit und ohne Graphiteintrag bei verschiedenen Draht-/Schweißgeschwindigkeits-Verhältnissen.....	158

## 10 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung 22MnB5 in Ma.-% [SPI 07].....	21
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung 22MnB5 verschiedener Stahlhersteller in Ma. % .....	22
Tabelle 3: Mechanische Eigenschaften MBW <sup>®</sup> 1500 [THY 14] .....	22
Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung HX340LA in Ma.-% nach DIN EN 10346 [DIN 15] .....	24
Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung HX340LA verschiedener Stahlhersteller in Ma.-% .....	24
Tabelle 6: Mechanische Eigenschaften MBW <sup>®</sup> 500 [THY 14] .....	25
Tabelle 7: Vor- und Nachteile der Warmumformung [HOF 12].....	30
Tabelle 8: Vergleich verschiedener Produkte für die Warmumformung .....	43
Tabelle 9: Chemische Zusammensetzung der Schweißnaht (SN) im Vergleich zum Grundwerkstoff (GW) .....	51
Tabelle 10: Versuchsmatrix.....	56
Tabelle 11: Übersicht Untersuchungsergebnisse.....	70
Tabelle 12: Vergleich der chemischen Zusammensetzung des ausgewählten Zusatzdrahtes mit dem Grundwerkstoff MBW <sup>®</sup> 1500 .....	75
Tabelle 13: Schweißparameter .....	77
Tabelle 14: Geschwindigkeitsparameter .....	78
Tabelle 15: Vergleich Laser-Quelle .....	85
Tabelle 16: Versuchsreihen Aktivgas-Schweißen.....	91
Tabelle 17: Schweißparameter Materialmix Plattenwerkzeug.....	100
Tabelle 18: Schweißparameter Material artgleich AS80.....	102
Tabelle 19: Schweißparameter artgleich AS150 .....	104
Tabelle 20: Chemische Zusammensetzung der ausgewählten Zusatzdrähte.....	105
Tabelle 21: Chemische Zusammensetzung der ausgewählten Zusatzdrähte.....	107
Tabelle 22: Schweißparameter Turbo-Conti & Graphit.....	109
Tabelle 23: Hochgeschwindigkeitszugversuch, gerissene Proben .....	112
Tabelle 24: Untersuchungsergebnisse Hochgeschwindigkeitszugversuch.....	112
Tabelle 25: Mittelwerte der Spannungsamplitude und der Maximalspannung für die letzte Laststufe ohne Bruch .....	114
Tabelle 26: Lage der Brüche an den Schwingproben.....	115
Tabelle 27: Metallographische Schliffe zum Verlauf der Brüche und REM- Bruchflächenaufnahmen (jeweils darunter).....	117
Tabelle 28: Zu erwartende Härte verschiedener intermetallischer FeAl-Phasen [POT 06]...	120
Tabelle 29: Hochgeschwindigkeitszugversuch, gerissene Proben .....	126
Tabelle 30: Untersuchungsergebnisse Hochgeschwindigkeitszugversuch.....	126

---

Tabelle 31: Schwingfestigkeiten für 50 %-Überlebenswahrscheinlichkeit; Mittelwerte der Spannungsamplitude und der Maximalspannung für die letzte Laststufe ohne Bruch (artgleich, AS80, 1,2 mm) .....	128
Tabelle 32: Metallographische Schliffe zum Verlauf der Brüche und REM-Bruchflächenaufnahmen (jeweils darunter).....	130

## 11 Literatur

- ARC 14 ArcelorMittal: Warmumformstähle - Usibor®. Extrem hochfeste Stähle. [http://automotive.arcelormittal.com/saturnus/sheets/E\\_DE.pdf](http://automotive.arcelormittal.com/saturnus/sheets/E_DE.pdf), 18.12.2015.
- ARC 18 ArcelorMittal: Warmumformstähle -Usibor® und Ductibor®. Extrem hochfeste Stähle. <https://automotive.arcelormittal.com/europe/products/DE>, 18.08.2018.
- ASP 08 Aspacher, J.: Form Hardening Concepts. In (Steinhoff, K. Hrsg.): Proceedings / 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel. Kassel, Germany, October 22-24, 2008. GRIPS media, Bad Harzburg, 2008; S. 77–81.
- BEC 14 Becker, J.-U.; Myslowicki, S.; Pieronek, D.: "Werkstoffverbund TriBond® - Neue Möglichkeiten in der Warmumformung". In (Merklein, M. Hrsg.): 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, den 18. November 2014. Meisenbach, Bamberg, 2014; S. 1–11.
- BER 03 Bernhardt, R.; Hiermer, T.: Verfahren zum Schweißen von Metallkörpern, 2003.
- BER 08 Berns, H.; Theisen, W.: Eisenwerkstoffe. Stahl und Gusseisen. Springer, Berlin, Heidelberg, 2008.
- BEY 98 Beyer, E.; Maly, H.; Dahl, W.; Niessen, T.: Laserschweißen mit Zusatzdraht. Gebrauchseigenschaften und Betriebsverhalten. Abschlussbericht. Amt für amtliche Veröffentlichungen der Europäischen Gemeinschaft, Luxemburg, 1998.
- BLE 12 Bleck, W.: Spezielle Werkstoffkunde der Stähle. für Studium und Praxis. Wissenschaftsverlag, Mainz, 2012.
- BOT 12 Both, C.; Brandt, M.; Breuer, A.: "Tailor Welded Solutions - Flexible und robuste Leichtbaulösungen in der Warmumformung". In (Merklein, M. Hrsg.): 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 20. Nov. 2012. Meisenbach, Bamberg, 2012; S. 53.
- BRA 10 Brandt, M.; Both, C.; Schafinger, D.; Dornscheidt, C.: Verfahren zur Herstellung maßgeschneiderter, warm umzuformender Stahlblechprodukte, 2010.
- BRA 11a Brandt, M.; Both, C.; Schafinger, D.; Dornscheidt, C.: Verfahren zur Herstellung maßgeschneiderter, warm umzuformender geschweißter Stahlblechprodukte; entsprechendes geschweißtes Produkt, 2011.
- BRA 11b Brandt, M.; Dornscheidt, C.; Korves, L.; Maas, J.; Schafinger, D.; Selle, S.; Sikora, S.: "Significant findings and innovative procedures for the Process-Secure Press Hardening of Laser Welds in Hotform Blanks". In (Wieland, H.-J.

- Hrsg.): SCT 2011 - Future trends in steel development, processing technologies and applications. Bringing the automotive, supplier and steel industries together. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2011; S. 91–99.
- BRA 11c Brandt, M.; Both, C.; Breuer, A.: "Partial influence on structural weld seam composition - potentials for modern car body manufacturing". In (Kolleck, R. Hrsg.): TTP2011. Conference proceedings science meets industry tools and technologies for processing ultra high strength materials 2011, September 19-21, Graz, Austria. Verlag der Technischen Universität Graz, Graz, 2011; S. 213.
- BRI 07a Briand, F.; Dubet, O.; Chovet, C.: Verfahren zum hybriden Laser-Lichtbogen-Schweißen von oberflächlich beschichteten metallischen Werkstücken, wobei die oberflächige Beschichtung Aluminium enthält, 2007.
- BRI 07b Briand, F.; Dubet, O.; Chovet, C.: Process for Laser-Arc Hybrid Welding aluminized metal workpieces, 2007.
- BRI 11 Briand, F.; Dubet, O.: Hybrid Arc/Laser-Welding method for aluminized steel parts using gammagenic elements and a gas containing less than 10% of nitrogen or oxygen, 2011.
- CAN 07 Canourgues, J.-F.: Verfahren zur Herstellung eines geschweissten Teils mit sehr guten mechanischen Eigenschaften aus einer beschichteten Schutzfolie, 2007.
- CRE 11 Cretteur, L.; Yin, Q.; Schmit, F.; Ehling, W.: Hot-Formed previously welded steel part with very high mechanical resistance, and production method, 2011.
- CRE 12 Cretteur, L.; Yin, Q.; Schmit, F.; Ehling, W.: Hot-Formed previously welded steel part with very high mechanical resistance, and production method, 23.7.12.
- DEI 08 Deinzer, G.; Stich, A.; Lamprecht, K.; Schmid, G.; Rauscher, M.; Merklein, M.; Lechler, J.: "Presshärten von Tailor Welded Blanks: Werkstoffauswahl, Eigenschaften und Verbindungstechnik". In (Merklein, M. Hrsg.): 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, den 19. November 2008. Meisenbach, Bamberg, 2008; S. 1–22.
- DIL 05 Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2. Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen. Springer, Berlin, Heidelberg, 2005.
- DIL 06 Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1. Schweiß- und Schneidtechnologien. Springer, Berlin, Heidelberg, 2006.
- DIL 95 Dilthey, U.; Fuest, D.; Scheller, W.: Laser welding with filler wire. In Optical and Quantum Electronics, 1995, 1995; S. 1181–1191.

- DIN 15 DIN - Deutsches Institut für Normung: DIN EN 10346:2015-10; Kontinuierlich schmelztauchveredelte Flacherzeugnisse aus Stahl zum Kaltumformen - Technische Lieferbedingungen. Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2015.
- DZE 07 Dzelnitzki, D.: Anforderungen an Drahtvorschub-Systeme für das Laserstrahlschweißen. In Laser Magazin, 2007; S. 14–17.
- EBE 09 Eberlein, W.: "Vergleich verschiedener Stahl- und Designkonzepte für Verstärkung B-Säule". In (Merklein, M. Hrsg.): 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 11. November 2009. Meisenbach, Bamberg, 2009; S. 173–184.
- EIC 10 Eichler, J.; Eichler, H.-J.: Laser. Bauformen, Strahlführung, Anwendungen. Springer, Berlin, Heidelberg, 2010.
- FEU 12 Feuser, P. S.: Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosserieteilen mit maßgeschneiderten mechanischen Eigenschaften. Temperierte Umformwerkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimulation und funktionale Untersuchung. Meisenbach, Bamberg, 2012.
- FLE 11 Flehmig, T.; Gorschlüter, J.; Wischmann, S.: Mechanisches Entschichten beschichteter Platinen, 2011.
- FLÜ 11 Flügge, W.; Höfemann, M.: Verfahren zum Laserstrahlschweißen eines mit einem metallischen Überzug versehenen Vorproduktes aus Stahl, 2011.
- FOS 10 FOSTA - Forschungsvereinigung Stahlanwendung e. V. Hrsg.: Forschungsvorhaben P709. Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 2010.
- GAN 08 Ganzer, S.; Schmidt, M.: "Prozessuntersuchungen zum Laserstrahlschweißen von beschichtetem 22MnB5". In (Merklein, M. Hrsg.): 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, den 19. November 2008. Meisenbach, Bamberg, 2008; S. 139–148.
- GEI 06 Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.: 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum Berichts- und Industriekolloquium der von der DFG geförderten Forschergruppe FOR552, Erlangen, 07. November 2006. Meisenbach, Bamberg, 2006.
- GEI 07 Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.: 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach, Bamberg, 2007.
- GEO 13 Georgiadis, G.; Weigert, P.; Kurz, H.; Alsmann, M.; Engelhardt, P.; Tekkaya, A. E.; Scholtes, B.: "Untersuchung der Herstellbarkeit dünner Warmumformbauteile". In (Merklein, M. Hrsg.): 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Ta-

- gungsband zum 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 12. Nov. 2013. Meisenbach, Bamberg, 2013; S. 147–164.
- GLA 09 Glatzer, M.; Stöhr, T.; Merklein, M.; Sikora, S.; Lamprecht, K.; Deinzer, G.: "Einfluss unterschiedlicher Wärmebehandlungsrouten auf die Robustheit der mechanischen Eigenschaften des Stahls 22MnB5". In (Merklein, M. Hrsg.): 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 11. November 2009. Meisenbach, Bamberg, 2009; S. 85–106.
- GLÄ 13 Gläser, T.; Sunderkötter, C.; Hoffmann, M.: Zweistufiges Scherschneiden vermeidet Kantenrisse.  
[HEN 07 Henager, C.: "Hydrogen Permeation Barrier Coatings". In \(Jones, R.; Thomas, G. Hrsg.\): Materials for the Hydrogen Economy. CRC Press, 2007; S. 181–190.

HOF 12 Hoffmann, H.; Neugebauer, R.; Spur, G.: Handbuch Umformen. Hanser, München, 2012.

HÜG 09 Hügel, H.; Graf, T.: Laser in der Fertigung. Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren. Vieweg+Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, Wiesbaden, 2009.

IHK 05 IHK Niederrhein: Tailored Blanks – Erfolgsstory aus Duisburg. ThyssenKrupp Stahl investiert 55 Millionen Euro in das Werk Hüttenheim.](http://images.google.de/imgres?imgurl=http%3A%2F%2Fwww.blechrohreprofile.de%2Fbinary_data%2F3079094_101286_BL-13-02_027xx0213bl_1.jpg&imgrefurl=http%3A%2F%2Fwww.blechrohreprofile.de%2Fblechumformtechnik-fachartikel%2Fzweistufiges-scherschneiden-vermeidet-kantenrisse_23163_de%2F&h=533&w=800&tbnid=3qXRIYPQTNnBjM%3A&docid=LO6HQQfourFKMM&ei=yFJAV5uaB8WuaqPhuAO&tbnm=isch&client=firefox-b&iact=rc&uact=3&dur=2977&page=1&start=0&ndsp=10&ved=0ahUKEwibnpj5k-vMAhVFlxoKHYqHAewQMwgtKAIwAg&bih=644&biw=1344, 21.05.2016.</a></p><p>GRI 11 Griesbach, B.; Neudel, C.; Bader, K. M.: )

- JAN 12 Janiak, P.; Hedegård, J.: IMTAB. Improved Tailored Blanking. [http://www.vinnova.se/PageFiles/751290057/2009-04797\\_publicirapport\\_EN.pdf](http://www.vinnova.se/PageFiles/751290057/2009-04797_publicirapport_EN.pdf), 28.12.2015.
- JON 07 Jones, R.; Thomas, G. Hrsg.: Materials for the Hydrogen Economy. CRC Press, 2007.
- KIE 12 Kiefer, F.: Optimierung des Laserabtragsprozesses bei unterschiedlichen Abtragsgeometrien mittels gezielter Verwendung von Prozessgas. Entstanden in Zusammenarbeit mit der Firma TRUMPF GmbH, Ditzingen. Bachelorarbeit, Duale Hochschule Baden-Württemberg Stuttgart, 2012.
- KNE 07 Knezar, K.; Manzenreiter, T.; Faderl, J.; Radlmayr, K.: "Formhärten von feuerverzinktem 22MnB5: ein stabiler und reproduzierbarer Prozess". In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach, Bamberg, 2007; S. 131–148.
- KOC 08 Koch, M.; Kwapp, H.; Plha, J.; Staudinger, W.; Wischmann, S.; Nacke, B.; Nikanorov, A.; Schülbe, H.: Verfahren zum Fügen beschichteter Stahlsubstrate, 2008.
- KOL 11 Kolleck, R. Hrsg.: TTP2011. Conference proceedings science meets industry tools and technologies for processing ultra high strength materials 2011, September 19-21, Graz, Austria. Verlag der Technischen Universität Graz, Graz, 2011.
- KOL 15 Kolleck, R.; Boskovic, V.; Vollmer, R.; Both, C.; Breuer, A.: "Angepasste Bauteileigenschaften durch den Einsatz von Tailor Welded Blanks im Presshärten". In (Marion Merklein Hrsg.): 10. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach, Bamberg, 2015; S. 195–206.
- KÖY 10 Köyer, M.; Horstmann, J.; Sikora, S.; Wuttke, T.; Zaspel, I.; Lenze, F.-J.: "Oberflächenveredelungen für die Warmumformung - Serienprodukte und Neuentwicklungen". In (Merklein, M. Hrsg.): 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 8. Dez. 2010. Meisenbach, Bamberg, 2010; S. 15–28.
- LAU 07 Laumann, T.; Pfestorf, M.: "Potential verzinkter Warmumformteile für den Einsatz in der Rohkarosserie". In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach, Bamberg, 2007; S. 149–162.
- LAU 99a Laurent, J.-P.; Hennechart, J.-P.; Spehner, D.; Devroc, J.: Herstellungsverfahren für Formteile aus warmgewalztem Stahlblech, 1999a.
- LAU 99b Laurent, J.-P.; Devroc, J.; Hennechart, J.-P.; Spehner, D.: Beschichtetes warmgewalztes und kaltgewalztes Stahlblech mit sehr hoher Festigkeit nach thermischer Behandlung, 1999b.

- LEC 06 Lechler, J.; Merklein, M.; Geiger, M.: Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens beim Warmumformen höchstfester Vergütungsstähle. In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum Berichts- und Industriekolloquium der von der DFG geförderten Forschergruppe FOR552, Erlangen, 07. November 2006. Meisenbach, Bamberg, 2006; S. 13–30.
- LEE 05 Lee, S.-J.; Lee, Y.-K.: Effect of Austenite Grain Size on Martensitic Transformation of a Low Alloy Steel. In (Zhong, Z. Y. et al. Hrsg.): Proceedings of the 5th Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing. Volumes 475-479. Trans Tech Publications, Uetikon-Zuerich, Switzerland, Enfield, NH, 2005; S. 3169–3172.
- LEN 06 Lenze, F.-J.; Sikora, S.: "Herstellung von Karosseriebauteilen aus warmgeformten höchstfesten Stahlwerkstoffen". In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum Berichts- und Industriekolloquium der von der DFG geförderten Forschergruppe FOR552, Erlangen, 07. November 2006. Meisenbach, Bamberg, 2006; S. 1–12.
- LEN 07 Lenze, F.-J.; Bian, J.; Sikora, S.: "Einsatz pressgehärteter Stähle im Karosseriebau: Stand und Trends der Entwicklung". In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach, Bamberg, 2007; S. 13–22.
- LEN 09 Lenze, F.-J.; Sikora, S.; Banik, J.; Gerber, T.; Laurenz, R.: "Herstellung von gewichtsoptimierten Strukturbauteilen durch den Einsatz presshärter Stähle". In (Merklein, M. Hrsg.): 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 11. November 2009. Meisenbach, Bamberg, 2009; S. 1–16.
- MER 15 Marion Merklein Hrsg.: 10. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach, Bamberg, 2015.
- MER 03 Mertens, A.: Tailored Blanks. Stahlprodukte für den Fahrzeug-Leichtbau. Verl. Moderne Industrie, München, 2003.
- MER 08 Merklein, M. Hrsg.: 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, den 19. November 2008. Meisenbach, Bamberg, 2008.
- MER 09 Merklein, M. Hrsg.: 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 11. November 2009. Meisenbach, Bamberg, 2009.

- MER 09 Merklein, M.; Lechler, J.; Svec, T.: "Verformungsabhängiges Umwandlungsverhalten von presshärzbaren Bor-Mangan-Stählen". In (Merklein, M. Hrsg.): 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 11. November 2009. Meisenbach, Bamberg, 2009; S. 143–161.
- MER 10 Merklein, M. Hrsg.: 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 8. Dez. 2010. Meisenbach, Bamberg, 2010.
- MER 11 Merklein, M. Hrsg.: 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 17. Nov. 2011. Meisenbach, Bamberg, 2011.
- MER 12 Merklein, M. Hrsg.: 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 20. Nov. 2012. Meisenbach, Bamberg, 2012.
- MER 13 Merklein, M. Hrsg.: 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 12. Nov. 2013. Meisenbach, Bamberg, 2013.
- MER 14 Merklein, M. Hrsg.: 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, den 18. November 2014. Meisenbach, Bamberg, 2014.
- MUB 14 Mubea: Mubea - Produkte & Technologien - Industrie - Produkte - Tailor Rolled Products - Aktuelles & Download. <http://www.mubea.com/de/produkte-technologien/industrie/produkte/tailor-rolled-products/aktuelles-download/>, 06.04.2015.
- MUR 12 Mura, J.; Gerber, T.; Sikora, S.; Lenze, F.-J.: "MBW®1900 mit Mikrolegierung zur Optimierung der technologischen Eigenschaften nach dem Presshärten". In (Merklein, M. Hrsg.): 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 20. Nov. 2012. Meisenbach, Bamberg, 2012; S. 1–10.
- NAD 07 Naderi, M.: Hot stamping of ultra high strength steels. Dissertation, Aachen, 2007.
- OLD 11 Oldenburg, M.; Steinhoff, K.; Braham Prakash Hrsg.: Proceedings / 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel. Verl. Wiss. Scripten, Auerbach, 2011.
- PAU 13 Paul, A.; Fäth, C.; Pierschel, N.; Schieck, F.: "Innenhochdruck-Umformung und Presshärten - Untersuchung der Formgenauigkeit eines mehrfach gebogenen Bau-

- teiles". In (Merklein, M. Hrsg.): 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 12. Nov. 2013. Meisenbach, Bamberg, 2013; S. 49–64.
- POP 05 Poprawe, R.: Lasertechnik für die Fertigung. Grundlagen, Perspektiven und Beispiele für den innovativen Ingenieur. Springer, Berlin, Heidelberg, 2005.
- POT 06 Potesser, M.; Schoeberl, T.; Antrekowitsch, H.; Bruckner, J.: The Characterization of the Intermetallic Fe-Al Layer of Steel-Aluminum Weldings. [http://home.sato-gallery.com/research/Fe-Al\\_welding.pdf](http://home.sato-gallery.com/research/Fe-Al_welding.pdf), 15.01.2017.
- RIE 01 Rieck, K.; Siedentopf, L.; Päthe, D.; Jüttner, S.; Herold, K.-P.; Heckler, T.: Schmelzschweißverfahren für oberflächenveredelte Bleche, 2001.
- SAL 10 Salzgitter Flachstahl: 22MnB5. Borlegierte Vergütungsstähle. [http://www.salzgitter-flachstahl.de/fileadmin/mediadb/szfg/informationen/produktinformationen/warmgewalzte\\_produkte/deu/22mnb5.pdf](http://www.salzgitter-flachstahl.de/fileadmin/mediadb/szfg/informationen/produktinformationen/warmgewalzte_produkte/deu/22mnb5.pdf), 18.12.2015.
- SCH 02 Schinzel, C. M.: Nd:YAG-Laserstrahlschweißen von Aluminiumwerkstoffen für Anwendungen im Automobilbau. Forschungsberichte des IFSW. Herbert Utz Verlag Wissenschaft, München, 2002.
- SCH 10 Schulze, G.: Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2010.
- SCH 18 Schuler: 100th hot stamping line sold. Order from Chinese automotive supplier confirms continuing trend towards lightweight technology advanced by Schuler. [https://www.schulergroup.com/major/us/unternehmen/presse/pressemeldungen/archiv/2018/2018\\_02\\_13\\_hot\\_stamping/index.html](https://www.schulergroup.com/major/us/unternehmen/presse/pressemeldungen/archiv/2018/2018_02_13_hot_stamping/index.html), 18.08.2018.
- SCI 09 ScienceDirect Hrsg.: Scripta Materialia. Elsevier, 2009.
- SIK 15 Sikora, S.; Banik, J.; Gerber, T.; Mura, J.; Myslowicki, S.: "Herausforderungen und resultierende Entwicklungen in der Warmumformung von Karosseriebauteilen". In (Marion Merklein Hrsg.): 10. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach, Bamberg, 2015; S. 33–46.
- SPI 07 Spittel, T.; Spittel, M.: Ferrous alloys. Springer Berlin, Berlin, 2007.
- SSA 11 SSAB: Domex Härtbare Stähle Borstähle. Warmgewalztes härtbares Stahlblech. [http://www1.ssab.com/Global/DOMEX/Datasheets/de/410\\_Domex%20H%C3%A4rtbare%20St%C3%A4hle%20-%20Borst%C3%A4hle.pdf](http://www1.ssab.com/Global/DOMEX/Datasheets/de/410_Domex%20H%C3%A4rtbare%20St%C3%A4hle%20-%20Borst%C3%A4hle.pdf), 21.12.2015.

- STE 08 Steinhoff, K. Hrsg.: Proceedings / 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel. Kassel, Germany, October 22-24, 2008. GRIPS media, Bad Harzburg, 2008.
- STO 07 Stopp, R.; Schaller, L.; Lamprecht, K.; Keupp, E.; Deinzer, G.: "Warmblechumformen in der Automobil-Serienfertigung - Status, Trends, Potenziale". In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach, Bamberg, 2007; S. 23–36.
- TAT 13 Tata Steel: HQ1500 HR. Ultra high strength steel for hot forming applications. [http://www.tatasteeleurope.com/static\\_files/StaticFiles/Automotive/new-2013/Tata%20Steel%20-%20HQ1500%20HR%20-%20data%20sheet.pdf](http://www.tatasteeleurope.com/static_files/StaticFiles/Automotive/new-2013/Tata%20Steel%20-%20HQ1500%20HR%20-%20data%20sheet.pdf), 18.12.2015.
- THY 12 ThyssenKrupp Steel Europe AG: Warmumformung im Automobilbau. Verfahren, Werkstoffe, Oberflächen. Süddeutscher Verlag onpact GmbH, München, 2012.
- THY 13 ThyssenKrupp Steel Europe AG: Warmumformung, Abkühlung an Luft und ZTU-Diagramme. interne Präsentation, Duisburg, 2013.
- THY 14 ThyssenKrupp Steel Europe AG: Mangan-Bor-Stähle MBW®. Für die Warmumformung. [http://www.thyssenkrupp.at/files/qs/TechnischeInfo/Feinblech%20und%20oberflaechenveredeltes%20Material/produktinformation\\_mbw\\_1114\\_de.pdf](http://www.thyssenkrupp.at/files/qs/TechnischeInfo/Feinblech%20und%20oberflaechenveredeltes%20Material/produktinformation_mbw_1114_de.pdf), 17.12.2015.
- THY 15 ThyssenKrupp Steel Europe AG: TRIBOND® - hochfest und hochduktil. Maßgeschneiderter Werkstoff für die Warmumformung. [https://www.thyssenkrupp-steel-europe.com/media/content\\_1/publikationen/produktinformationen\\_gbb/fuer\\_automobilkunden/thyssenkrupp\\_tribond-produktbroschuere\\_steel.pdf](https://www.thyssenkrupp-steel-europe.com/media/content_1/publikationen/produktinformationen_gbb/fuer_automobilkunden/thyssenkrupp_tribond-produktbroschuere_steel.pdf), 17.12.2015.
- THY 16 ThyssenKrupp Steel Europe AG: Mangan-Bor-Stähle MBW®. Für die Warmumformung. <https://www.thyssenkrupp-steel.com/de/produkte/feinblechoberflaechenveredelte-produkte/mangan-bor-stahl/mangan-bor-stahl.html>, 17.12.2015.
- TRU 07 Trumpf Werkzeugmaschinen GmbH & Co. KG: Technische Information - Laserbearbeitung. Festkörperlaser. <http://www.trumpf-laser.com/de/uebertrumpf/mediathek/bibliothek.html>, 17.12.2015.
- TSC 10 Tschätsch, H.; Dietrich, J.: Praxis der Umformtechnik. Arbeitsverfahren, Maschinen, Werkzeuge. Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 2010.
- VAR 11 Varfolomeev, I.; Moroz, S.; Brand, M.; Siegele, D.: Lebensdauerbewertung von Schweißverbindungen unter besonderer Berücksichtigung von Eigenspannungen. <https://www.google.de/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=2&ved=0a>

- hU-  
KEwjZi8CYk8LRAhVIG5oKHfq4AuQQFggoMAE&url=http%3A%2F%2Fwww.iwm.fraunhofer.de%2Ffileadmin%2Fmedia%2Forganisiert-geschaeftsfel-der%2Fbauteilsicherheit%2Fanlagensicherheit%2Fpdf%2F15913\_schlussbericht\_schweissverbind.pdf&usg=AFQjCNE\_bTSeZhNYWKn0Xy3bbXtNiDAbhQ&bvm=bv.144224172,d.bGg&cad=rja, 14.01.2017.
- VEI 11 Veit, R.; Hofmann, H.; Kolleck, R.; Brugger, P.; Thomas, I.; Sikora, S.: "Phase transformation of Al/Si-Coatings during Induction Heating of Boron Alloyed Steel Sheets". In (Kolleck, R. Hrsg.): TTP2011. Conference proceedings science meets industry tools and technologies for processing ultra high strength materials 2011, September 19-21, Graz, Austria. Verlag der Technischen Universität Graz, Graz, 2011; S. 225–233.
- VIE 10 Vierstraete, R.; Ehling, W.; Pinard, F.; Cretteur, L.; Pic, A.; Yin, Q.: Laser ablation for hardening laser welded steel blanks. [http://www.industrial-lasers.com/articles/2010/01/laser-ablation\\_for.html](http://www.industrial-lasers.com/articles/2010/01/laser-ablation_for.html), 17.12.2015.
- VOE 15a voestalpine Stahl GmbH: phs-ultraform® 1500 Z140. [https://www.voestalpine.com/division\\_stahl/content/download/20859/183213/file/phs-ultraform\\_Datenblatt\\_1500Z140\\_DE\\_1502.pdf](https://www.voestalpine.com/division_stahl/content/download/20859/183213/file/phs-ultraform_Datenblatt_1500Z140_DE_1502.pdf), 18.12.2015.
- VOE 15b voestalpine Stahl GmbH: phs-ultraform® 490 Z140. <https://www.voestalpine.com/stahl/Produkte/Marken/phs-ultraform-R>, 22.12.2015.
- VOL 14 Vollmer, R.: Potentielle Hotspots durch Werkzeugsegmentierung. persönliche Präsentation, 2014.
- WAL 04 Wallentowitz, H.: Strukturentwurf von Kraftfahrzeugen. Aerodynamik, Design & Package, Plattformen und Module, Betriebsfestigkeit, Crashesicherheit ; Vorlesungsumdruck Strukturentwurf von Kraftfahrzeugen. Forschungsges. Kraftfahrwesen, Aachen, 2004.
- WEB 17 Weba Tools: China Automotive Hot Stamping Technology and Industry Development Forum 2017. The promising future of hot stamping in China. [https://www.weba.at/news/news-single/news/automotive-forum-fuer-warmumformtechnologie-und-industrieentwicklung-in-china-2017/?L=1&tx\\_news\\_pi1\[controller\]=News&tx\\_news\\_pi1\[action\]=detail&cHash=75ea3fdc02fa23149245d1606d38c0d0](https://www.weba.at/news/news-single/news/automotive-forum-fuer-warmumformtechnologie-und-industrieentwicklung-in-china-2017/?L=1&tx_news_pi1[controller]=News&tx_news_pi1[action]=detail&cHash=75ea3fdc02fa23149245d1606d38c0d0), 18.08.2018.
- WEI 13 Weiß, W.: Thermische Auslegung von Werkzeugen für Presshärtprozesse. Dissertation, Graz, 2013.

- WIE 11 Wieland, H.-J. Hrsg.: SCT 2011 - Future trends in steel development, processing technologies and applications. Bringing the automotive, supplier and steel industries together. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2011.
- WIL 06 Wilsius, J.; Hein, P.; Kefferstein, R.: Status and future trends of hot stamping of USIBOR 1500 P®. In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum Berichts- und Industriekolloquium der von der DFG geförderten Forschergruppe FOR552, Erlangen, 07. November 2006. Meisenbach, Bamberg, 2006; S. 82–101.
- WIL 11 Wilsius, J.; Tavernier, B.; Abou-Khalil, D.: "Experimental and Numerical Investigation of Various Hot Stamped B-Pillar Concepts Based on USIBOR®1500P". In (Oldenburg, M.; Steinhoff, K.; Braham Prakash Hrsg.): Proceedings / 3rd International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel. Verl. Wiss. Scripten, Auerbach, 2011; S. 427–435.
- YAN 09 Yang, H.-S.; Bhadeshia, H.: Austenite Grain Size and the Martensite–Start Temperature. In (ScienceDirect Hrsg.): Scripta Materialia. Elsevier, 2009; S. 493–495.
- ZHO 05 Zhong, Z.Y. et al. Hrsg.: Proceedings of the 5th Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing. Volumes 475-479. Trans Tech Publications, Uetikon-Zuerich, Switzerland, Enfield, NH, 2005.
- ZIM 11 Zimmermann, F.; Volk, W.; Spörer, J.; Pfestorf, M.: "Aktuelle Anwendungen im Bereich der Warmumformung höchstfester Stahlgüten im Karosseriebau und zukünftige Trends". In (Merklein, M. Hrsg.): 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, 17. Nov. 2011. Meisenbach, Bamberg, 2011; S. 81–94.
- ZYS 14 Zysk, L.: Laserstrahlschweißen von Aluminium-Silizium beschichteten Tailored Blanks für die Warmumformung. Masterarbeit, Bochum, 2014.