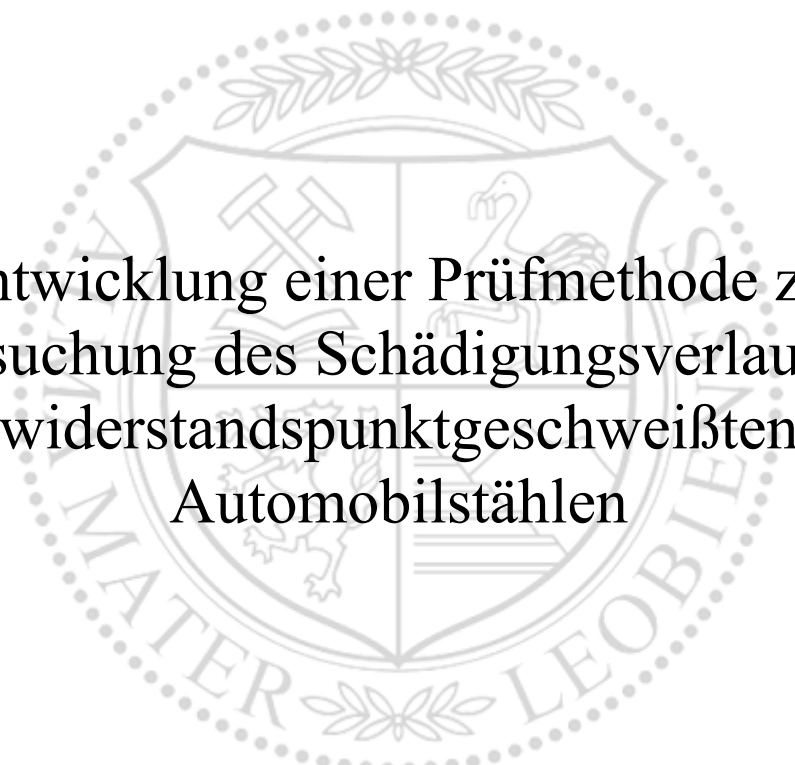




Lehrstuhl für Stahldesign

Masterarbeit



Entwicklung einer Prüfmethode zur
Untersuchung des Schädigungsverlaufs von
widerstandspunktgeschweißten
Automobilstählen

Magdalena Pölzgutter, BSc

November 2020



EIDESSTÄTLICHE ERKLÄRUNG

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

Ich erkläre, dass ich die Richtlinien des Senats der Montanuniversität Leoben zu "Gute wissenschaftliche Praxis" gelesen, verstanden und befolgt habe.

Weiters erkläre ich, dass die elektronische und gedruckte Version der eingereichten wissenschaftlichen Abschlussarbeit formal und inhaltlich identisch sind.

Datum 13.11.2020

Magdalena Pölzgutter

Unterschrift Verfasser/in
Magdalena Pölzgutter

Danksagung

An erster Stelle gebührt mein Dank Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Ronald Schnitzer, Leiter des Lehrstuhls für Stahldesign am Department Werkstoffwissenschaft der Montanuniversität Leoben für die Bereitstellung des interessanten Themas dieser Masterarbeit, die Diskussion der Ergebnisse, sowie die Durchsicht und Korrektur.

Mein größter Dank gilt meiner Betreuerin am Lehrstuhl für Stahldesign, Dipl.-Ing. Dr. mont. Christina Hofer, die mich bereits seit meiner Zeit als studentische Mitarbeiterin betreut und unterstützt hat. *Danke Chrisi, für dein Vertrauen und deine uneingeschränkte Unterstützung der letzten beiden Jahre!*

Mein Dank gilt außerdem Ing. Bruno Krajnc für die Konstruktion und den Bau der Prüfvorrichtung. *Danke Bruno, für die ausführliche Einschulung an der Universalprüfmaschine und deine Unterstützung, auf die ich jederzeit zählen konnte!*

Großer Dank gilt auch meinen Freunden und Bekannten, welche ich in meiner wunderschönen Zeit in Leoben kennenlernen durfte, welche immer ein offenes Ohr hatten.

Ganz besonders bedanken möchte ich mich bei meiner Familie und besonders meinen Eltern, die mir mein Studium ermöglicht haben und mich über die gesamte Studienzeit in Leoben hinweg unterstützt haben. *Danke Papa, dass du mich damals für die Technik begeistert hast und danke Mama, dass du die Fachgespräche selbst am Frühstückstisch immer so geduldig ertragen hast. Danke, dass ihr immer an mich geglaubt habt!*

Abschließend gilt besonderer Dank meinem Freund Sebastian, auf dessen Rückhalt ich mich immer verlassen konnte. *Danke Sebastian, für deine unendliche Unterstützung!*

Kurzfassung

Die Schweißbarkeit von „Advanced High Strength Steels“ der dritten Generation ist aufgrund ihres relativ hohen Legierungsgehaltes und der schnellen Abkühlzeiten beim Widerstandspunktschweißen begrenzt. Um die Qualität einer Schweißung zu verbessern, kann mithilfe eines zweiten Impulses eine in-situ Wärmebehandlung durchgeführt werden.

In dieser Masterarbeit wurde eine neue Prüfmethode zur Untersuchung des Schädigungsverhaltens von hochfesten Punktschweißnähten durch unterbrochene Zugversuche auf ihre Anwendbarkeit geprüft. Dafür sollte eine geeignete Herstell- sowie Präparationsmethode gefunden und ein Prüfablauf etabliert werden. Einfassen in einem in Azeton auflösbaren Kalteinbettmittel, maschinelle Probenpräparation und elektrolytisches Polieren lieferten die besten Ergebnisse. Anschließendes Ätzen mit kaltgesättigter Pikrinsäure bewirkt starken Kontrast zwischen Schweißgut und Grundmaterial, und erwies sich dadurch als besonders geeignet, um den Bruchcharakter zu beurteilen. Während ein einzelner Schweißimpuls zu einem Bruch in der Fügeebene führt, kann durch einen Rekristallisationsimpuls ein Ausknöpfbruch erzielt werden. Die Ergebnisse der Masterarbeit zeigen, dass das makroskopische Verhalten nachgestellt und der Schädigungsverlauf im Detail beobachtet werden kann. Die in dieser Masterarbeit entwickelte Prüfmethode wird künftig im Rahmen einer Kooperation mit der Universität Sydney, Australien für in-situ Zugversuche im Rasterelektronenmikroskop eingesetzt. Dadurch können wichtige Erkenntnisse zur Optimierung von Schweißparameter, Mikrostruktur und Eigenschaften gewonnen werden.

Abstract

The weldability of third generation Advanced High Strength Steels is limited due to their relatively high alloy content and the rapid cooling during resistance spot welding. An in-process heat treatment via a second pulse can be carried out to improve the quality of a weld.

In this master's thesis, the applicability of a new test method for investigating the damage behavior of high strength steel spot welds through interrupted tensile tests was examined. In addition, a suitable manufacturing and preparation method had to be found, and a reproducible test routine had to be established. Mounting in an acetone-dissolvable cold mounting resin, machine sample preparation, and electrolytic polishing gave the best results. Subsequent etching with cold-saturated picric acid creates a strong contrast between the weld nugget and the base material and was therefore particularly suitable for assessing the fracture character. While a single welding pulse leads to interfacial failure, a pullout failure can be achieved by a recrystallization pulse. The results of the master's thesis show that the macroscopic behaviour can be simulated, and the damaging process can be observed in detail. The test method developed in this master's thesis will be used in the future as part of a cooperation with the University of Sydney, Australia for in-situ tensile tests in the scanning electron microscope. Therefore, comprehensive knowledge can be gained in order to optimize the relationships between welding parameters, microstructure, and properties.

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole	II
1 Einleitung und Fragestellung	1
2 Theoretische Grundlagen	2
2.1 Advanced High Strength Steels	2
2.1.1 Erste Generation AHSS	4
2.1.2 Zweite Generation AHSS	5
2.1.3 Dritte Generation AHSS	6
2.2 Widerstandspunktschweißen	8
2.3 Kopfzugprüfung	10
2.4 Widerstandspunktschweißen von dritter Generation AHSS	12
3 Experimentelles	14
3.1 Untersuchte Proben	14
3.2 Probenherstellung	15
3.2.1 Probenentnahme	15
3.2.2 Probenformgebung	15
3.2.3 Einbetten der Proben	16
3.2.4 Maschinelle Präparation	17
3.2.5 Vibrationspolitur	18
3.2.6 Ausbettung der Proben	18
3.2.7 Elektrolytische Politur	18
3.3 Ätzung mit Pikrinsäure	19
3.4 Prüfvorrichtung und Prüfung	20
3.5 Prüfung makroskopischer Proben	21
3.6 Beurteilung der Vorschädigung	21
4 Ergebnisse	22
4.1 Geeignete Präparationsmethoden	22
4.2 Beurteilung der Vorschädigung	23
4.3 Ergebnisse der neuen Prüfmethode	26

4.3.1 Einzelimpuls	26
4.3.2 Rekristallisationsimpuls	30
4.3.3 Anlassimpuls	33
4.4 Ergebnisse der makroskopischen Versuche	37
4.4.1 Kopfbzugprüfung der Einzelimpulsproben.....	37
4.4.2 Kopfbzugprüfung der Rekristallisationsimpulsproben.....	38
4.4.3 Kopfbzugprüfung der Anlassimpulsproben.....	39
5 Diskussion	40
5.1 Beurteilung der Probenherstellung	40
5.2 Vergleich der drei Schweißkonzepte	40
5.3 Vergleich der neuartigen Prüfung mit der makroskopischen Prüfung.....	44
5.4 Vergleich mit anderen in-situ Prüfmethoden	45
6 Zusammenfassung und Ausblick.....	48
7 Literaturverzeichnis	III

Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole

AHSS	Advanced High Strength Steels
BM	Base Metal
CP	Complexphasenstahl
CT	Cross Tension
DP	Dualphasenstahl
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
FZ	Fusion Zone
ICHAZ	Intercritical Heat-Affected Zone
IF	Interfacial Failure
IPF	Inverse Pole Figure
m. %	Massenprozent
PIF	Partial Interfacial Failure
PF	Pullout Failure
PT-PF	Partial Thickness – Partial Pullout
REM	Rasterelektronenmikroskop
Rxx	Rekristallisation
Q&P	Quenching & Partitioning
SCHAZ	Subcritical Heat-Affected Zone
SN	Schweißnugget
TBF	TRIP- Aided Bainitic Ferrite
TRIP	Transformation-Induced Plasticity
TWIP	Twinning-Induced Plasticity
UCHAZ	Upper Critical Heat-Affected Zone
vol. %	Volumenprozent
WEZ	Wärmeeinflusszone
WPS	Widerstandspunktschweißen

1 Einleitung und Fragestellung

Aufgrund der steigenden Anforderungen an die Sicherheit der Fahrgäste in Fahrzeugen bei gleichzeitiger Reduktion des Fahrzeuggewichts und daraus resultierend geringeren Emissionsmengen wurde die dritte Generation von hochfesten Stählen (engl. Advanced High Strength Steels (AHSS)) entwickelt [1,2]. Diese Stähle kombinieren sehr hohe Festigkeit mit guter Umformbarkeit und Duktilität. Vertreter dieser Generation sind „Transformation-induced plasticity (TRIP)-aided bainitic ferrite (TBF)“ Stähle. Ihre Mikrostruktur besteht hauptsächlich aus karbidfreiem Bainit und einer bestimmten Menge an metastabilem Restaustenit, um den TRIP-Effekt zu ermöglichen [1]. Durch das kostengünstige Legierungskonzept, die einfache Wärmebehandlung und somit niedrigen Material- und Prozesskosten eignen sich diese karbidfreien bainitischen Stähle gut für Anwendungen in der Automobilindustrie [3]. Die Schweißbarkeit eines Stahls ist einer der Schlüsselfaktoren für seine Verwendbarkeit in der Fahrzeugindustrie. Die Karosserie eines Fahrzeugs besteht aus einer Vielzahl von Blechen, die durch zahlreiche Punktschweißverbindungen miteinander verschweißt werden. Das Widerstandspunktschweißen (WPS) ist aufgrund der hohen Betriebsgeschwindigkeit und der einfachen Automatisierung das dominierende Fügeverfahren im Fahrzeugbau [4]. Durch die schnellen Abkühlzeiten während des WPS sind die Schweißungen oft martensitisch und somit sehr spröde [5]. Um die mechanischen Eigenschaften von AHSS-Punktschweißungen zu verbessern, kann statt eines Einzelimpulses ein Doppelimpuls zum Einsatz kommen. Der zweite Impuls dient zur in-situ Wärmebehandlung, wodurch das Spröbruchrisiko vermindert werden kann [6].

Im Zuge dieser Masterarbeit soll mit einer neuartigen Prüfmethode das Schädigungsverhalten von punktgeschweißten TBF-Stählen mit einer eigens dafür entwickelten Vorrichtung für unterbrochene Zugversuche untersucht werden. Ein besonderes Augenmerk liegt hierbei auf einer reproduzierbaren Präparation und der geeigneten Schnittführung zur Herstellung der Proben. Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (REM) mit Elektronenrückstreubeugung (EBSD) sollen zeigen, ob es bereits durch die Probenvorbereitung zu einer Vorschädigung an dem Fügespalt des Schweißnuggets kommt. Der Fokus dieser Arbeit liegt auf dem unterschiedlichen Schädigungsverhalten von Einzelimpuls- und Doppelimpulsproben. Abschließend soll untersucht werden, ob mit der neuartigen Prüfung das Verhalten der makroskopischen Kopfzugprüfung von Schweißungen nachgestellt werden kann.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Advanced High Strength Steels

Die zunehmende Komplexität von sicherheitsrelevanten Bauteilen in Fahrzeugen, sowie die Notwendigkeit einer vorgeschriebenen Steifigkeit bei geringerer Wandstärke erforderten die Entwicklung neuer Stähle. Diese neuen Stähle wurden unter dem Begriff „Advanced High Strength Steels“ (AHSS) zusammengefasst. Hiermit werden im Allgemeinen Stähle bezeichnet, welche eine Streckgrenze über 300 MPa und eine Zugfestigkeit über 600 MPa besitzen [7,8]. AHSS lassen sich in drei Generationen unterteilen. Abbildung 1 zeigt eine graphische Darstellung der Dehnung über der Zugfestigkeit der drei Generationen AHSS, wobei die erste Generation orange, die zweite Generation gelb und die dritte Generation grau hinterlegt ist. Die konventionellen Stähle sind grün hinterlegt [9].

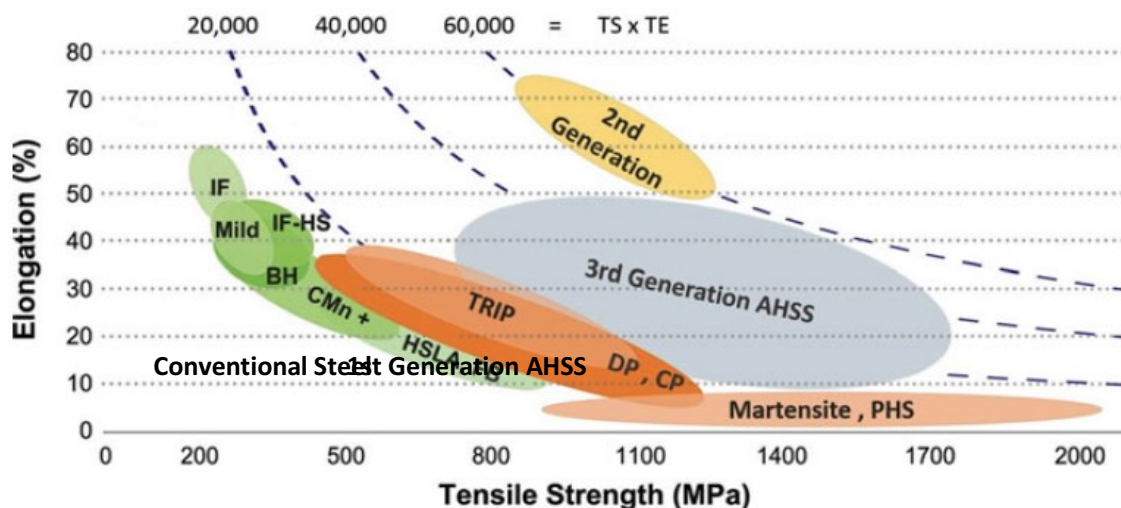


Abbildung 1: Darstellung der Dehnung über der Zugfestigkeit der drei Generationen AHSS und von konventionellen Stählen nach [9]. Die erste Generation ist orange, die zweite gelb und die dritte Generation AHSS ist grau hinterlegt. Die konventionellen Stähle sind grün dargestellt.

AHSS werden für sicherheitsrelevante Bauteile in Karosserien eingesetzt, z.B. in der der B-Säule. Weitere Anwendungsgebiete sind z.B. die Knautschzone rund um den Motorblock, welche im Falle eines Unfalls durch Verformung ein Maximum an Energie aufnehmen soll. Die Seitenschweller eines Fahrzeugs und die Fahrgastzelle bestehen aus noch höherfesten Stählen. Abbildung 2 zeigt ein Modell der Karosserie eines Opel Astras (Modell 2015) mit farblich unterschiedlicher Darstellung der verschiedenen Materialkonzepte. Komponenten aus AHSS sind dabei rosa markiert [10]. Die Karosserie des Kia Sportage, Modell 2017 besteht zu 51 % aus AHSS. Das

Vorgängermodell bestand nur zu 18 % aus AHSS. Damit konnte eine Steigerung der Torsionssteifigkeit um 39 % erzielt werden [11].

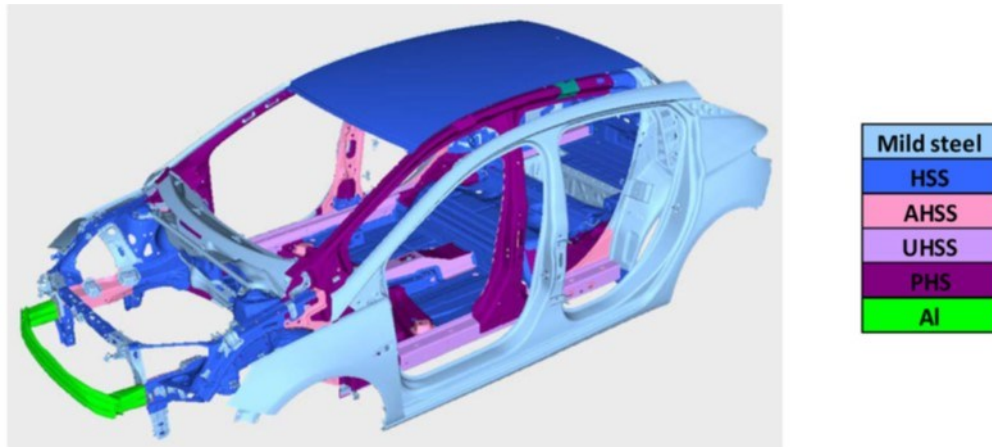


Abbildung 2: Karosserie eines Opel Astra (Modell 2015) mit unterschiedlichen Materialkonzepten, welche in verschiedenen Farben markiert sind. In der Knautschzone und der B-Säule wurden AHSS verbaut. Die Legende zeigt die farblich unterschiedlich gekennzeichneten Konzepte [10].

Die chronologische Entwicklung des Materialeinsatzes anhand des Modell Opel Astra, welche in Abbildung 3 dargestellt ist, zeigt, dass sich der Trend bei der Karosseriearchitektur im Laufe der Jahre zu höherfesten Stählen entwickelt hat. 1988 bestand die Karosserie aus Baustahl und konventionellem hochfestem Stahl, siehe Abbildung 3 (a). Das Modell aus dem Jahr 2015 besteht hingegen bereits aus sechs verschiedenen Materialkonzepten, siehe Abbildung 3 (b) [10].

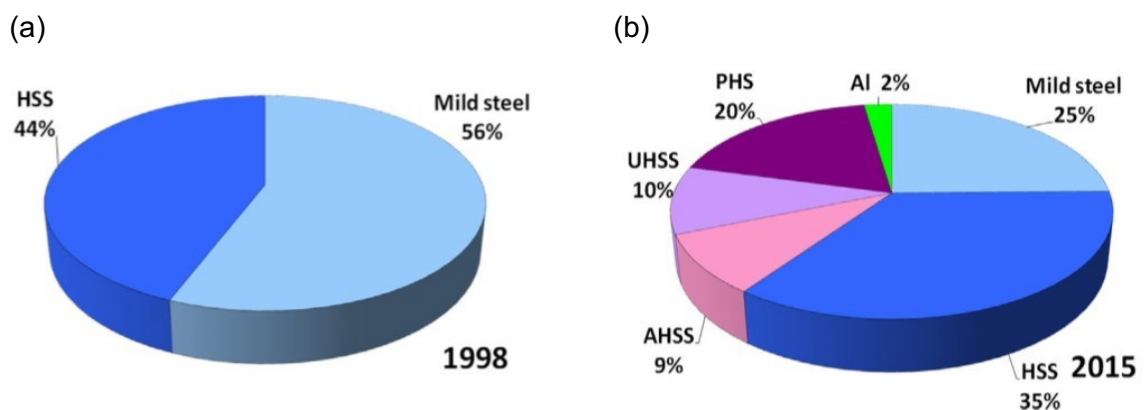


Abbildung 3: Chronologische Entwicklung des Materialeinsatzes des Modells Opel Astra von 1998 bis 2015. (a) 1998 bestand das Modell aus Baustahl und hochfestem Stahl, während das Modell aus dem Jahr 2015 (b) bereits aus sechs verschiedenen Werkstoffen besteht [10].

2.1.1 Erste Generation AHSS

Stähle der ersten Generation AHSS besitzen typischerweise eine ferritische Matrix, teilweise mit einer oder mehr zusätzlichen Phasen, um die Umformbarkeit zu verbessern [12]. Ein Vertreter der ersten Generation AHSS sind Dualphasen (DP)-Stähle. Für hohe Festigkeit bei gleichzeitig guter Umformbarkeit weisen diese ferritische, sowie martensitische Gefügebestandteile auf [7,11,12]. Weitere Stähle dieser Generation sind Komplexphasenstähle (CP). Diese besitzen zusätzlich zu Ferrit und Martensit Bainit als Gefügebestandteil, wodurch eine verbesserte Umformbarkeit bei höherer Festigkeit erzielt werden kann [12,13]. TRIP-Stähle sind ebenfalls Vertreter der ersten Generation AHSS. Aufgrund einer gezielt ausgewählten Menge an Restaustenit, zusätzlich zu Ferrit und Martensit, wird der sogenannte TRIP-Effekt eingestellt. Die Menge an Restaustenit wird durch den höheren Gehalt an Kohlenstoff im Vergleich zu DP-Stählen eingestellt. Bei plastischer Verformung wandelt der metastabile Austenit in Martensit um, wodurch sowohl Festigkeit, als auch Dehnung erhöht werden [11,12,14]. Der Anteil an Restaustenit im Gefüge beträgt 10-15 Volumenprozent (vol.%) [14]. TRIP-Stähle zeigen im Vergleich zu DP-Stählen mit gleicher Streckgrenze eine höhere Dehnung, ein höheres Energieaufnahmevermögen und eine höhere Ermüdungsgrenze [15]. Dies ist auch in Abbildung 4 ersichtlich, wo verschiedene Stahltypen miteinander in einem Spannungs- Dehnungsdiagramm verglichen werden. Dabei ist ersichtlich, dass der TRIP-Stahl 590 (im Diagramm rot) im Vergleich zum DP-Stahl 590 (grün) bei gleicher Streckgrenze eine höhere Dehnung erreicht bzw. mehr Energie aufnehmen kann [12].

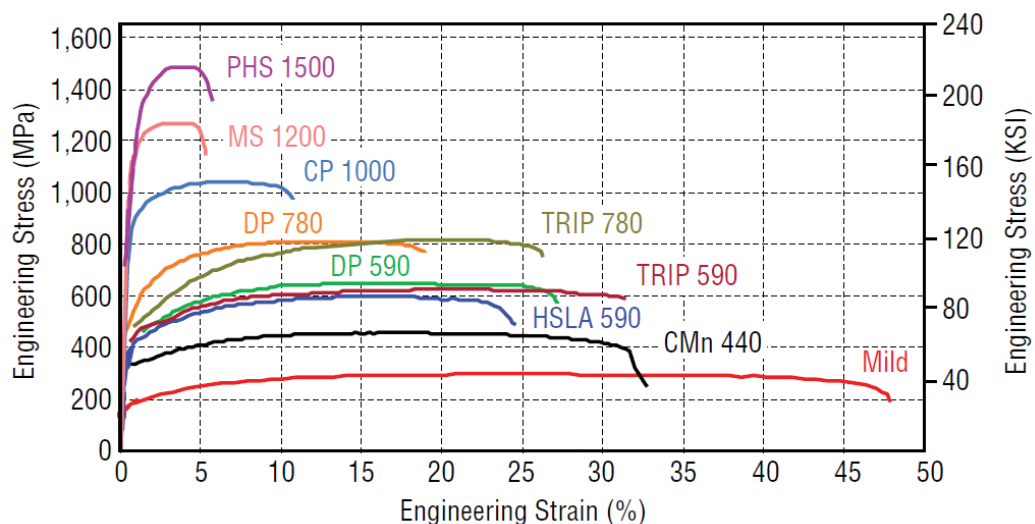


Abbildung 4: Spannungs- Dehnungsdiagramm verschiedener Stahltypen [12].

2.1.2 Zweite Generation AHSS

Typische AHSS der ersten Generation besitzen eine limitierte Umformbarkeit, die mit steigender Festigkeit nochmals abnimmt. Um diese zu verbessern, wurde die zweite Generation AHSS entwickelt. Diese Stähle zeichnen sich durch ein austenitisches Gefüge aus und erreichen dadurch sehr hohe Dehnungen bei gleichzeitig hoher Festigkeit [14]. Die bedeutendsten Vertreter der zweiten Generation AHSS sind Twinning-induced plasticity (TWIP)-Stähle. Diese sind durch hohe Mangangehalte von 17-24 m.% bei Raumtemperatur vollaustenitisch [11,14]. TWIP-Stähle zeichnen sich dadurch aus, dass es bei plastischer Verformung zur Zwillingsbildung kommt, welche mit einem Energieaufwand verbunden ist. Zusätzlich wirken diese Zwillingsgrenzen wie Korngrenzen und behindern die Versetzungsbewegung, wodurch es zu einer Festigkeitssteigerung kommt. TWIP-Stähle erreichen typischerweise Dehnungen von mehr als 50 % bei Festigkeiten von etwa 1000 MPa [16]. Abbildung 5 zeigt ein Spannungs- Dehnungsdiagramm der ersten Generation AHSS im Vergleich zur zweiten Generation. Darin wird ersichtlich, dass TWIP-Stähle und Austenite deutlich höhere Dehnungen erreichen als DP- und TRIP-Stähle [14].

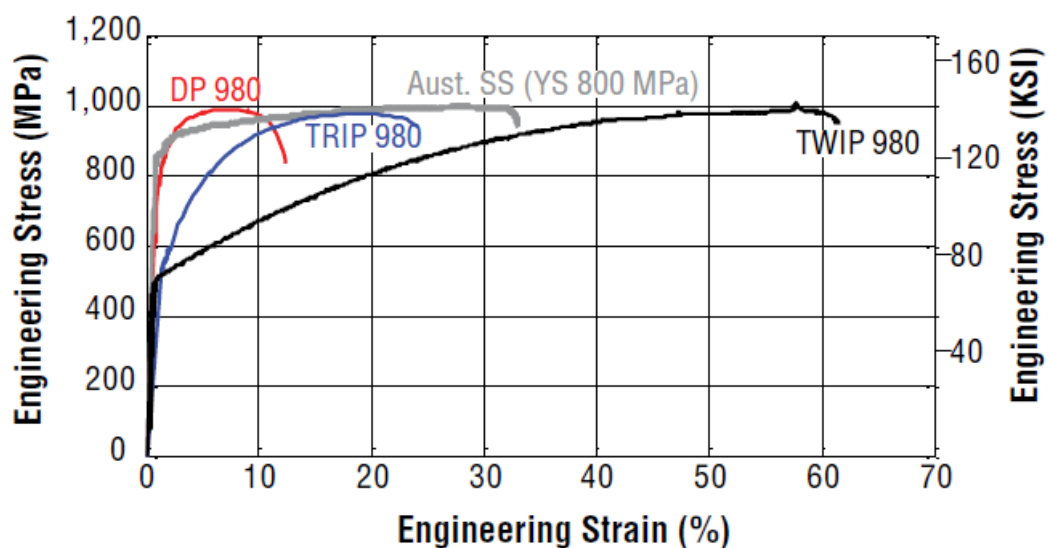


Abbildung 5: Spannungs- Dehnungsdiagramm der ersten Generation AHSS (DP980, TRIP 980) im Vergleich zur zweiten Generation AHSS (Austenit 800, TWIP 980) [14].

Die zweite Generation AHSS hat sich bisher nicht in der Automobilindustrie durchgesetzt. Dies ist durch die hohen Kosten aufgrund der hohen Legierungsanteile und ihre schwierige Prozessierbarkeit zu begründen [2,14].

2.1.3 Dritte Generation AHSS

Die dritte Generation AHSS wurde entwickelt, um die Schwächen der ersten und zweiten Generation auszugleichen. Diese Stähle sollen deutlich bessere Festigkeits/Duktilitäts-Kombinationen als die erste Generation aufweisen, jedoch zu deutlich geringeren Kosten als die zweite Generation. Die drei Konzepte – Quenching & Partitioning (Q&P), Medium Mangan (Medium-Mn) und TBF – erhalten ihre mechanischen Eigenschaften durch eine gezielt eingestellte Menge an Restaustenit, um den TRIP-Effekt zu ermöglichen. Bei Medium-Mn Stählen geschieht die Restaustenit-Stabilisierung durch Mangan, bei Q&P- und TBF-Stählen durch Kohlenstoff [2,13,17,18].

Bei „Quenching and Partitioning“, kurz Q&P, Stählen wird während der Wärmebehandlung (siehe Abbildung 6) nach der Austenitisierung eine gewisse Menge an übersättigtem Martensit eingestellt, indem auf eine Temperatur zwischen der Martensit-Starttemperatur und der Martensit-Endtemperatur abgeschreckt wird (Quenching). Anschließend wird der Restaustenit durch Kohlenstoffanreicherung aus dem übersättigten Martensit während des sogenannten Umverteilungs-Schritts (Partitioning) stabilisiert. Dieser Schritt wird entweder bei der Abschrecktemperatur (einstufiges Q&P) oder bei erhöhten Temperaturen (zweistufiges Q&P) durchgeführt [19]. Die Matrix aus angelassenem Martensit ermöglicht eine hohe Festigkeit, während die Duktilität durch den metastabilen Austenit und dem damit verbundenem TRIP-Effekt sichergestellt wird [20,21].

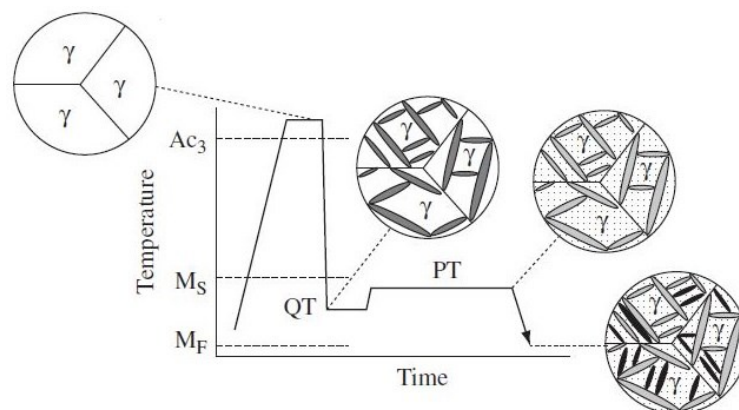


Abbildung 6: Prozessschema des zweistufigen Q&P-Prozesses [19].

Ein weiterer Vertreter der dritten Generation AHSS und die Art von Stählen, welche in dieser Masterarbeit näher untersucht wurden, sind TBF-Stähle. Diese Stähle, auch karbidfreie bainitische Stähle genannt, werden mit einem ähnlichen Ansatz wie Q&P-Stähle wärmebehandelt, jedoch erfolgt die isotherme Umwandlung im bainitischen Temperaturbereich [22]. Abbildung 7 zeigt das Schema einer Wärmebehandlung für

TBF-Stähle. Nach der Austenitisierung wird auf eine Temperatur zwischen der Bainit- und Martensit-Starttemperatur abgeschreckt und anschließend isotherm auf dieser Temperatur gehalten. Dabei bildet sich Bainit diffusionslos. Mit zunehmender Haltedauer schreitet die Bainitbildung voran, der zwangsgelöste Kohlenstoff diffundiert in den angrenzenden Austenit und reichert diesen an [20,23,24].

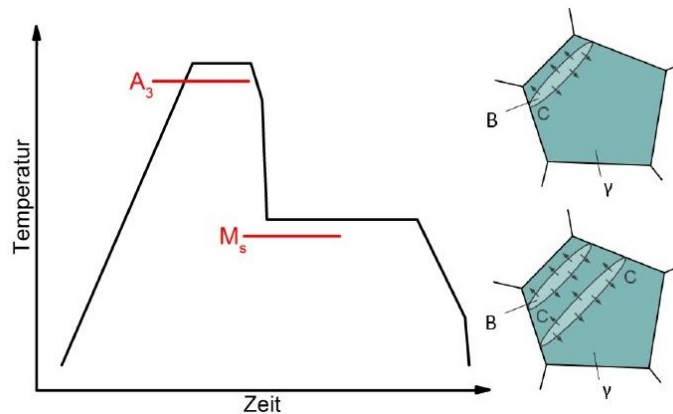


Abbildung 7: Prozessschema der TBF-Wärmebehandlung [25].

Die Entwicklung der Mikrostruktur während der TBF-Wärmebehandlung hängt stark mit der Kinetik der Bainitbildung zusammen. Diese benötigt eine gewisse Zeit, um eine ausreichende Austenitstabilisierung sicherzustellen und kann durch das T_0 -Konzept beschrieben werden [20]. Im Gegensatz dazu sind bei Q&P-Stählen kurze isotherme Haltezeiten ausreichend, da Mikrostruktureinstellung und Kohlenstoffumverteilung entkoppelt stattfinden [20]. Der Prozess der Bainitbildung geschieht diffusionslos bis zu jenem Zeitpunkt, an dem die freien Energien von Ferrit und Austenit (mit derselben chemischen Zusammensetzung) gleich sind. Die zugehörige Temperatur wird als T_0 -Temperatur bezeichnet. Ab einem gewissen kritischen Kohlenstoffgehalt ist die Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff thermodynamisch unmöglich und die Austenitumwandlung stoppt. Durch Erhöhen der Unterkühlung unter die Bainit-Starttemperatur kann mehr Bainit gebildet werden, bevor das Stopp-Kriterium erfüllt wird, da im Austenit eine höhere Menge an Kohlenstoff zulässig ist [20,26,27].

Das kostengünstige Legierungskonzept von Q&P und TBF-Stählen basiert hauptsächlich auf der erhöhten Menge an Silizium, welche eine Zementitausscheidung aufgrund der Unlöslichkeit von Silizium in Zementit verhindert. Der Kohlenstoff reichert den verbleibenden Austenit an und erhöht somit seine Stabilität [22,28].

Die hohe Festigkeit von TBF-Stählen resultiert aus einer feinkörnigen bainitischen Matrix, während ein erhöhter Anteil aus Restaustenit zu einer erhöhten Duktilität führt [29]. Diese Eigenschaften hängen maßgeblich vom Anteil und der Stabilität des metastabilen Austenits ab. Die Stabilität wird von der chemischen Zusammensetzung, hauptsächlich der Kohlenstoff-Konzentration, Morphologie, Größe und Verteilung innerhalb der Matrix beeinflusst [22,30].

Stähle mit relativ hohem (4-10 m.%), aber immer noch wesentlich geringerem Mangan-Gehalt als die zweite Generation AHSS werden als Medium-Mn Stähle bezeichnet. Der Unterschied zu Q&P- und TBF-Stählen liegt in der unterschiedlichen Art der Restaustenit-Stabilisierung. Während die Stabilisierung bei Q&P- und TBF-Stählen durch Kohlenstoff erreicht wird, geschieht dies bei Medium-Mn Stählen durch Mangan [7]. Nach erfolgtem Walzen werden Medium-Mn Stähle im interkritischen Bereich geglüht, um eine bestimmte Menge an metastabilem Austenit einzustellen [31,32].

2.2 Widerstandspunktschweißen

Widerstandspunktschweißen ist aufgrund der einfachen Automatisierung und der kurzen Taktzeiten das führende Fügeverfahren für Karosserieteile in der Automobilindustrie [33]. Das Verfahren zählt zu den Pressschweißverfahren. Die Wärmeentwicklung, die aufgrund Joulescher Widerstandserwärmung in einem stromdurchflossenen Leiter entsteht, wird bei gleichzeitiger Druckeinwirkung auf die zu fügenden Teile zum Schweißen ausgenutzt. Gleichung (1) führt die für die zugeführte Wärmemenge relevanten Faktoren an: die Stromstärke I , die Zeit des Stromflusses t und der Widerstand R_{ges} an der Schweißstelle [34].

$$Q = \int_{t=t_0}^{t=t_s} I^2(t)R_{\text{ges}}(t)dt \quad (1)$$

Beim WPS wird der Schweißstrom mithilfe von wassergekühlten Kupferelektroden beidseitig auf die Blechfügeteile übertragen [34]. In Abbildung 8 ist ein typischer Schweißzyklus, gezeigt am Beispiel eines Einzelimpulses, zu sehen. Auf 600 ms Vorhaltezeit folgt eine Schweißzeit von 380 ms mit einer Stromstärke von 5,5 kA, anschließend folgt eine Nachhaltezeit von 300 ms, während der Wärme über die gekühlten Elektroden abgezogen wird. Im Falle eines Doppelimpulses erfolgt zwischen den beiden Schweißimpulsen eine Pausenzeit.

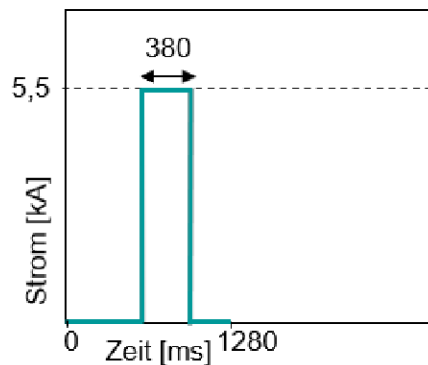


Abbildung 8: Typischer WPS-Zyklus: 600 ms Vorhaltezeit, 380 ms Schweißzeit und 300 ms Nachhaltezeit.

Abbildung 9 (a) zeigt eine schematische Darstellung des WPS-Prozesses. In Abbildung 9 (b) ist die Schweißverbindung in der Mitte der zu fügenden Bleche zu sehen. Diese entsteht ohne Schweißzusätze und weist eine linsenförmige Gestalt auf [35]. Im nachfolgenden Kontext wird diese Schweißlinse als Schweißnugget bezeichnet.

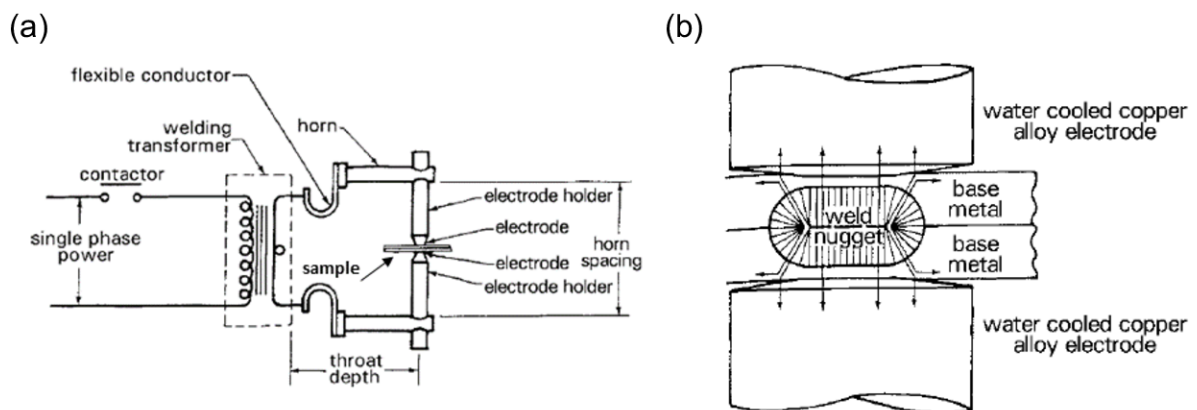


Abbildung 9: (a) Schematische Darstellung des WPS Prozesses. (b) Schweißnugget nach vollendeter Schweißung [35].

Aufgrund der schnellen Abkühlzeiten bei Widerstandspunktschweißungen und des im Vergleich zu Baustählen relativ hohen Legierungsanteiles ist die Schweißbarkeit von AHSS eingeschränkt, da sie zur Aufhärtung neigen [36,37]. Abbildung 10 zeigt den schematischen Aufbau eines WPS-Schweißguts [1]. Im Inneren befindet sich die Schmelzzone (engl. fusion zone (FZ)). Diese schmilzt vollständig auf und ist bei Stählen der dritten Generation AHSS üblicherweise vollmartensitisch mit einer gussartigen Struktur. Im Gegensatz dazu wird die Wärmeeinflusszone (WEZ) nicht aufgeschmolzen, jedoch durch den Wärmeeintrag stark beeinflusst. Die Wärmeeinflusszone kann in folgende Bereiche unterteilt werden: Die überkritische WEZ, welche sich in eine Grobkornzone (engl. upper critical heat-affected zone, UCHAZ_I) und eine Feinkornzone (UCHAZ_{II}) unterteilen lässt. Diese beiden Bereiche sind nach dem Schweißvorgang martensitisch, da während des Schweißens einerseits Temperaturen über der A₃-Temperatur erreicht und das Material demnach

vollaustenitisiert wird und andererseits beim WPS rasche Abkühlung erfolgt. In der interkritischen Wärmeeinflusszone (engl. intercritical heat-affected zone, ICHAZ) werden während des Schweißens Temperaturen zwischen der A_1 und A_3 -Temperatur erreicht. Somit liegt in diesem Bereich nach dem Schweißvorgang ein ferritisches und martensitisches Gefüge vor. In der unterkritischen Wärmeeinflusszone (engl. subcritical heat-affected zone, SCHAZ) ist die erreichte Spitzentemperatur niedriger als die A_1 -Temperatur. Daher tritt keine Phasenumwandlung auf und das Gefüge wird lediglich angelassen, wodurch es in diesem Bereich zu einer Erweichung kommt [38,39].

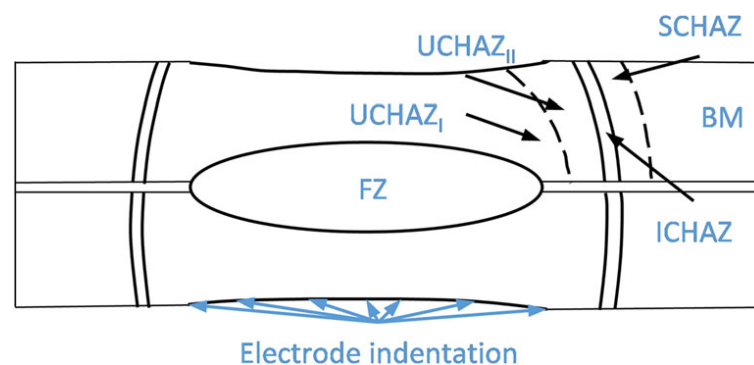


Abbildung 10: Schematische Darstellung des Aufbaus eines WPS-Schweißguts (von innen nach außen): Schmelzzone (engl. fusion zone, FZ), grobkörnige überkritische Wärmeeinflusszone (engl. coarse grain upper critical heat-affected zone, UCHAZ_I), feinkörnige überkritische Wärmeeinflusszone (engl. fine grain upper critical heat-affected zone, UCHAZ_{II}), interkritische Wärmeeinflusszone (engl. intercritical heat-affected zone, ICHAZ), unterkritische Wärmeeinflusszone (engl. subcritical heat-affected zone, SCHAZ) und Grundmaterial (engl. base metal, BM) [1].

Eine Möglichkeit zur Verbesserung der Eigenschaften einer AHSS-Punktschweißnaht stellt die in-situ Wärmebehandlung durch einen zweiten Schweißimpuls dar. Dabei unterscheidet man zwei Konzepte [1]: Das erste Konzept zielt darauf ab, die gussartige Struktur der äußeren FZ durch Rekristallisation umzuwandeln. Dies geschieht mithilfe eines zweiten Impulses derselben Stromstärke, dem sogenannten Rxx-Impuls, der nach einer kurzen Abkühlzeit von ca. 100 ms auf den ersten Impuls folgt [40,41].

Das zweite Konzept zielt auf das Anlassen der spröden martensitischen FZ ab. Die Kühldauer zwischen den beiden Impulsen wird soweit verlängert (ca. 1000 ms), damit die Temperatur der FZ die Martensit-Endtemperatur unterschreitet. Der zweite Impuls erfolgt mit einer geringeren Stromstärke und bewirkt ein Anlassen des Martensits, wodurch die Duktilität des Schweißguts erhöht wird [42,43].

2.3 Kopfzugprüfung

Kopfzugprüfungen (engl. cross tension (CT) testing) gehören zu den häufigsten Tests, die zur Bewertung des mechanischen Verhaltens von Punktschweißungen durchgeführt werden. Zur Probenherstellung werden 150 mm lange und 50 mm breite

Blechstreifen im Winkel von 90° zueinander platziert und verschweißt, siehe Abbildung 11 (a) [4,44].

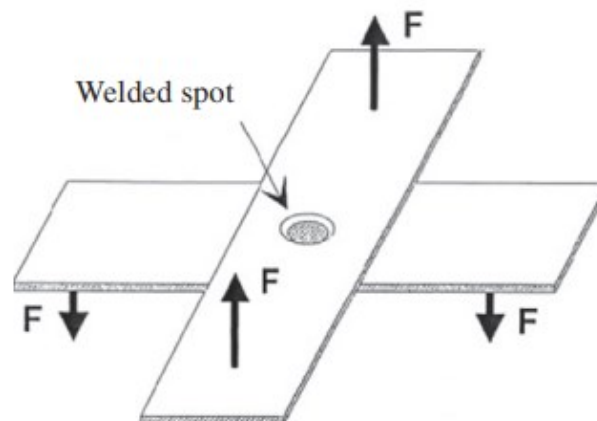


Abbildung 11: Eine CT-Probe besteht aus zwei 150 mm langen und 50 mm breiten Blechstreifen, die im Winkel von 90° zueinander verschweißt werden [45].

Die bei Kopfzugprüfungen erhaltenen Kraft-Verlängerungskurven geben Auskunft über die Maximallast bzw. Verformung beim Versagen einer Schweißverbindung und damit in weiterer Folge dem Energieaufnahmevermögen der Schweißung. Der Ausknöpfanteil beschreibt den Anteil des übrigbleibenden Schweißpunkts nach vollendeter Kopfzugprüfung in Prozent und kann in verschiedene Versagensmodi eingeteilt werden. Ein Ausknöpfanteil von 0 % repräsentiert einen Fügeebenenbruch, während ein Ausknöpfanteil von 100 % einen Ausknöpfbruch darstellt [46].

Der Versagensmodus kann die Belastbarkeit und das Energieaufnahmevermögen von WPS erheblich beeinflussen. Der Fügespalt einer Schweißverbindung stellt eine Kerbe dar, von welcher die Schädigung und vielfach das Versagen ausgeht.

Abbildung 12 zeigt eine Darstellung der möglichen Versagensmodi während der mechanischen Prüfung von Punktschweißungen. Bei einem Fügeebenenbruch (engl. interfacial mode (IF)) breitet sich der Bruch durch die Fügeebene aus. Die Crashsicherheit eines Fahrzeugs reduziert sich drastisch, wenn Punktschweißungen durch IF versagen. Im Allgemeinen ist der Ausknöpfbruch (engl. pullout failure (PF)), bei dem das Versagen im Grundmaterial oder WEZ stattfindet, der bevorzugte Versagensmodus aufgrund seiner höheren plastischen Verformung und Energieabsorption. Beim partiellen Fügeebenenbruch (engl. partial interface mode (PIF)) breitet sich der Bruch zuerst in der FZ aus, um dann in Richtung BM weiterzuwachsen. Ähnliches geschieht bei einem Mischbruch (engl. partial thickness – partial pullout (PT-PP)), bei dem sich ein schräger Riss in der FZ ausbreitet und dann Richtung BM wandert [4].

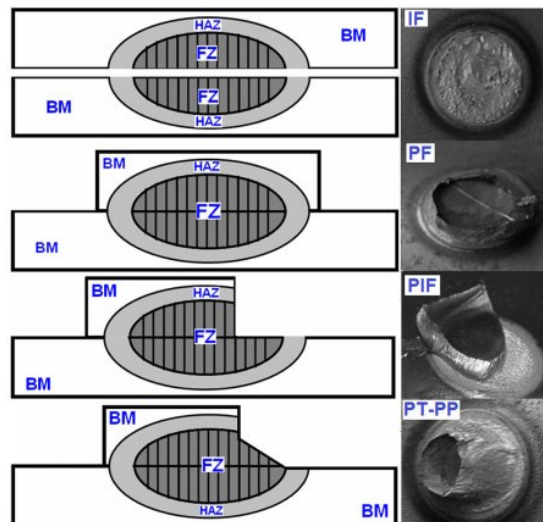


Abbildung 12: Schematische Darstellung der verschiedenen Versagensmodi bei CT-Tests [4].

2.4 Widerstandspunktschweißen von dritter Generation AHSS

Die schlechten mechanischen Eigenschaften von punktgeschweißten AHSS der dritten Generation sind hauptsächlich auf die Kombination der gussartigen Struktur und der hohen Härte der FZ zurückzuführen. Das Ziel der beiden Schweißkonzepte mit Folgeimpuls besteht darin, einen dieser Faktoren zu eliminieren. Der Rxx-Impuls dient der Rissablenkung durch Umwandlung der dendritischen Struktur der äußeren FZ, wohingegen der Anlassimpuls zur Erhöhung der Zähigkeit des Schweißnuggets durch Anlassen des Martensits gedacht ist [46].

Laut Stadler et al. [46] können die Maximallast und der Ausknöpfunganteil bei Kopfzugprüfungen durch einen Rxx-Impuls (7,1 kN und 72 %) im Vergleich zum Einzelimpuls (4,0 kN und 30 %) deutlich gesteigert werden, siehe Abbildung 13 (a). Die Maximallast kann durch einen Anlassimpuls auf 8,3 kN maximiert werden, jedoch mit geringerem Ausknöpfunganteil (55 %) als durch einen Rxx-Impuls. Abbildung 13 (b) zeigt die zugehörigen Kraft-Verlängerungskurven der verschiedenen Schweißkonzepte. Darin ist ersichtlich, dass das Energieaufnahmevermögen der Punktschweißungen durch einen Folgeimpuls deutlich gesteigert werden kann [46].

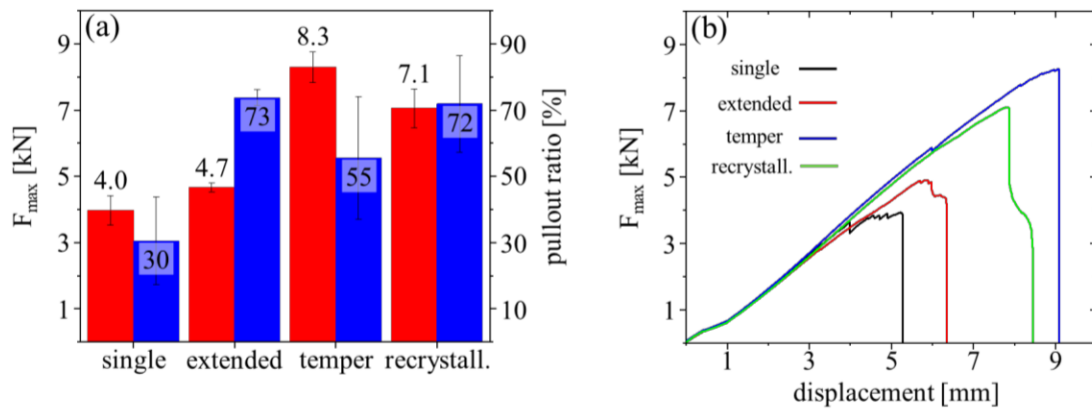


Abbildung 13: (a) Durchschnittliche Maximallast und Ausknöpfungsteil bei Kopfzugprüfungen von zehn getesteten Proben. Ein Folgeimpuls erhöht sowohl Maximallast als auch Ausknöpfungsteil. (b) Kraft-Verlängerungskurven für die verschiedenen Schweißkonzepte. Durch einen Rxx- bzw. Anlassimpuls kann das Energieaufnahmevermögen der Schweißung erhöht werden [46].

In Abbildung 14 (a) ist die Aufhärtung einer durch einen Einzelimpuls geschweißten Probe ersichtlich. Die roten Bereiche markieren Zonen mit sehr hoher Härte. Die Härte des Grundmaterials von 400 HV steigt in der FZ auf über 500 HV und erreicht in der WEZ ihren Höchstwert von 550 HV. Durch einen Anlassimpuls sinkt die Härte, dargestellt in Abbildung 14 (b), im Bereich der WEZ auf 370 HV. Ein Rxx-Impuls erweicht die unterkritische WEZ, verändert jedoch die Härte der anderen Zonen nur unwesentlich, siehe Abbildung 14 (c) [46].

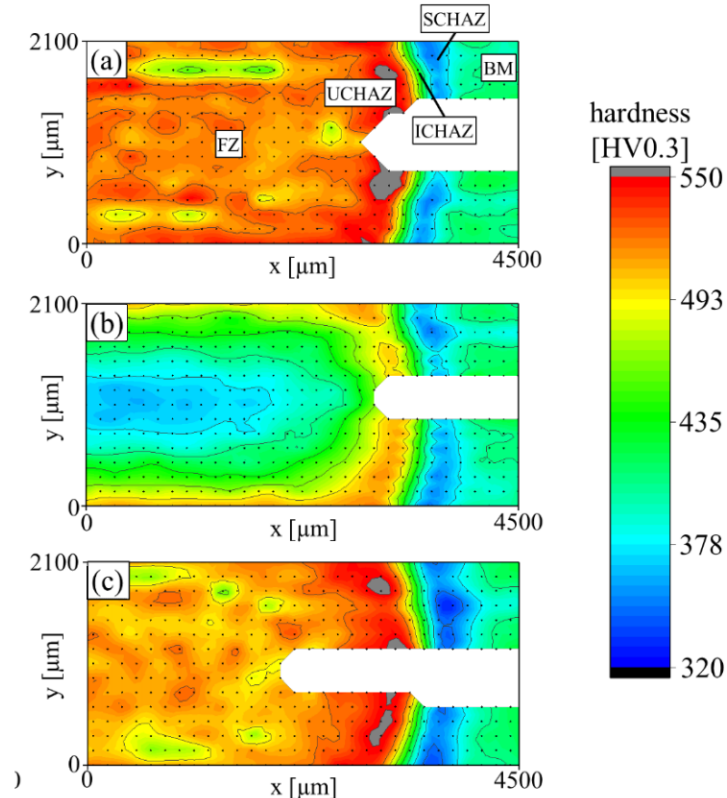


Abbildung 14: Härte-Mapping von mit (a) Einzelimpuls, (b) Anlassimpuls und (c) Rxx-Impuls geschweißten Proben [46].

3 Experimentelles

3.1 Untersuchte Proben

Die im Zuge dieser Masterarbeit untersuchten widerstandspunktgeschweißten TBF-Bleche wurden von der voestalpine Stahl Linz GmbH zur Verfügung gestellt. Die chemische Zusammensetzung der Proben in Massenprozent (m.%) ist in Tabelle 1 angeführt.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Proben in m.%.

Fe	C	Si	Mn
Bal.	0,2	1,5	2,5

Die Bleche wiesen eine Dicke von 1,34 mm auf und wurden elektrolytisch verzinkt, um sie vor Korrosion und äußeren Umwelteinflüssen zu schützen. Die Schichtdicke beträgt hierbei 6,6 – 8,6 μm pro Seite. Die Bleche wurden bei der voestalpine Stahl Linz GmbH mit drei verschiedenen Parametersets – Einzelimpuls, Anlassimpuls und Rekristallisations- (Rxx) Impuls – mithilfe einer Nimak MFDC Schweißanlage punktgeschweißt. Der Fokus dieser Masterarbeit lag auf dem Vergleich des Verhaltens von Einzelimpuls und Rxx-Impuls Schweißungen. Abbildung 15 zeigt eine graphische Darstellung des Schweißstroms über der Schweißdauer der drei betrachteten Schweißkonzepte. Beim konventionellen Einzelimpuls (siehe Abbildung 15 (a)) werden die wassergekühlten Elektroden mit einer Kraft von 4,5 kN während einer Vorhaltezeit von 600 ms aneinandergespresst. Darauf folgt der Schweißimpuls mit einer Dauer von 380 ms bei 5,5 kA Schweißstrom. Anschließend erfolgt eine Nachhaltezeit von 300 ms, während der Wärme über die wassergekühlten Elektroden abgeführt wird. In Abbildung 15 (b) sind die Parameter für den Anlassimpuls dargestellt. Nach dem ersten Schweißimpuls und einer darauffolgenden Pausenzeit von 1000 ms folgt ein zweiter Schweißimpuls, der Anlassimpuls, mit einem verringerten Strom von 4,5 kA. Der Folgeimpuls zielt auf das Anlassen der martensitischen FZ ab, um die Duktilität der Schweißverbindung zu erhöhen. In Abbildung 15 (c) sind die Parameter, welche beim Rxx-Impuls verwendet wurden, zu sehen. Der zweite Impuls folgt mit gleicher Stromstärke nach 100 ms Pausenzeit. Dadurch wird eine Umwandlung der äußeren FZ und damit eine Festigkeitssteigerung und besseres Bruchverhalten während Kopfbzugprüfungen erzielt. Der Schweißnuggetdurchmesser beträgt jeweils 4,8 mm.

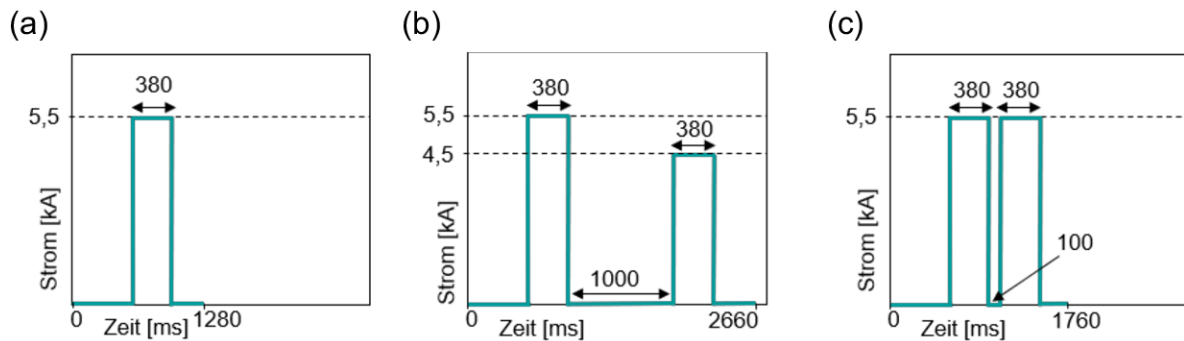


Abbildung 15: Schweißstrom und -dauer der drei untersuchten Schweißkonzepte: (a) Einzelimpuls, (b) Anlassimpuls und (c) Rxx-Impuls.

3.2 Probenherstellung

3.2.1 Probenentnahme

Ausgehend von CT-Proben (Darstellung und Maße siehe Abbildung 11 (a)) wurden die Proben mit einer Handhebelschere in handliche Quadrate mit ca. 5 cm Seitenlänge geschnitten, um sie anschließend mithilfe der Trennmaschine ATM 221 in 2,3 mm breite Streifen zu trennen. Dabei wurde zwischen zwei verschiedenen Schnitfführungen zur Herstellung der Proben unterschieden, siehe Abbildung 16. Die Schnitfführung in Abbildung 16 (a) wird im nachfolgenden Kontext als „mittige“ Probe, die Schnitfführung in Abbildung 16 (b) als „außermittige“ Probe bezeichnet.

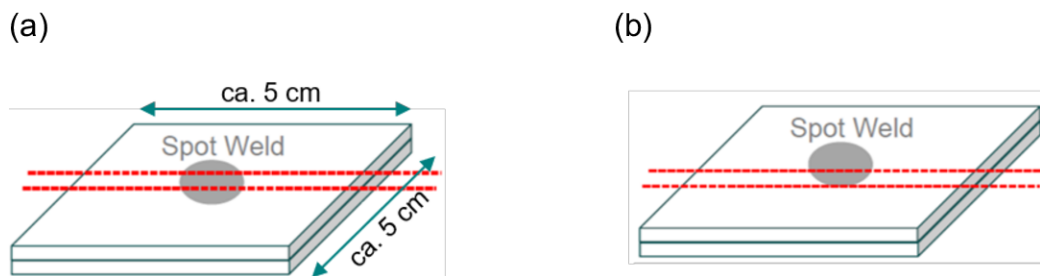


Abbildung 16: Schnitfführung zur Herstellung der getesteten Proben: (a) mittige Probe und (b) außermittige Probe.

3.2.2 Probenformgebung

Abbildung 17 zeigt die verschiedenen Teilschritte beim Herstellen der einzelnen Proben. Zuerst wurde die Mitte des Schweißnuggets markiert, die Probe mit Schleifpapier entgratet und mittig in die Biegevorrichtung eingespannt, wie in Abbildung 17 (a) ersichtlich ist. Anschließend wurden die beiden Bleche mit einem Flachmeißel auseinandergedrückt (Abbildung 17 (b)) und mit einer Rohrzanze unter Zug so weit wie möglich gebogen. Zuletzt wurden die Blechstreifen mithilfe einer Schraubzwinde und Metallplatten, die der Stabilisation dienen, in die finale Probenform

gebogen, siehe Abbildung 17 (c). Eventuelle Ungenauigkeiten in der Planheit der Probe wurden mithilfe eines Schraubendrehers ausgeglichen. Abbildung 17 (d) zeigt die fertige Probe. Die elastische Rückfederung des Stahls wurde hierbei bei der Konstruktion der Biegevorrichtung bereits beachtet.

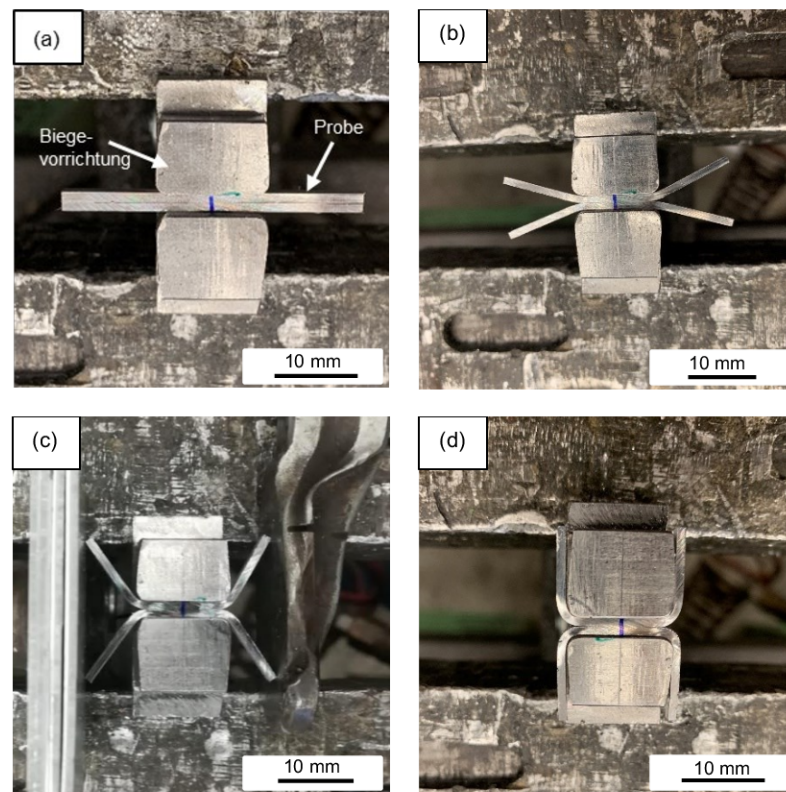


Abbildung 17: Formgebung der Proben: (a) Einspannen der Probe in die Biegevorrichtung, (b) Auseinanderdrücken der Bleche mit einem Flachmeißel, (c) nach dem Ziehen mit einer Rohrzanze wurde die Probe (d) mit einer Schraubzwinde in die Endform gebogen.

3.2.3 Einbetten der Proben

Um die Proben maschinell präparieren zu können und den Fügeseit vor Verunreinigung zu schützen, ist eine Einfassung in eine Einbettmasse erforderlich. Im Zuge dessen wurden zwei verschiedene Kalteinbettmittel von Technovit auf ihre Anwendbarkeit getestet. Die genaue Bezeichnung, sowie das Mischungsverhältnis und die Aushärtezeit sind in Tabelle 2 angeführt. Die Proben wurden vor dem Einbetten für drei Minuten in Ethanol ultraschallgereinigt und anschließend mittig in Silikonformen mit 40 mm Durchmesser platziert. Anschließend wurden Einbettpulver und -flüssigkeit gleichmäßig für ca. 40 s in einem Hartpapierbecher mit einem Holzspatel verrührt. Dabei sollen schlagende Bewegungen vermieden werden, um das Einbringen von Luft zu vermeiden. Vor dem Ausgießen ist das Anrührgefäß kurz und kräftig anzustoßen, um eventuell eingebrachte Luft entweichen zu lassen.

Tabelle 2: Mischverhältnis und Aushärtezeit der gewählten Kalteinbettmittel.

Bezeichnung	Mischungsverhältnis Pulver:Flüssigkeit	Aushärtezeit	Besonderheit
Technovit 4071	2:1	4-6 min	-
Technovit 5071	2:1	8-10 min	Auflösbar in Azeton

3.2.4 Maschinelle Präparation

Die Probenpräparation erfolgte maschinell mithilfe des Schleif- und Polierautomaten Tegramin-30 von Struers um eine reproduzierbare und möglichst idente Probenpräparation für alle hergestellten Proben sicherzustellen. Die durchgeführten Schleif- und Polierschritte mit der jeweiligen Dauer, sowie dem Anpressdruck sind in Tabelle 3 und Tabelle 4 aufgelistet.

Tabelle 3: Durchgeführte Schleifschritte für alle untersuchten Proben.

Schleifschritt	Körnung Schleifpapier	Schleifdauer [min]	Anpressdruck [N]	Schleif- geschwindigkeit [U/min]
1	320	1:00	40	300
2	500	1:30	30	300
3	800	2:00	25	300
4	1000	2:00	25	300
5	1200	2:00	25	300
6	2000	1:30	20	300
7	4000	1:00	10	300

Tabelle 4: Durchgeführte Polierschritte für alle untersuchten Proben.

Polierschritt	Körnung Diamantsuspension [µm]	Polierdauer [min]	Anpressdruck [N]	Polier- geschwindigkeit [U/min]
1	3	3:00	10	150
2	1	1:00	15	150

Um oberflächliche Korrosion der Proben zwischen den einzelnen Schleifschritten zu verhindern, ist darauf zu achten, die einzelnen Schleifschritte zügig durchzuführen

bzw. gegebenenfalls mit Ethanol zu spülen. Nach dem letzten Schleifschritt bzw. vor und nach jedem Polierschritt erfolgte eine dreiminütige Ultraschallreinigung in Ethanol.

3.2.5 Vibrationspolitur

Um die verbleibende plastische Verformung, die von der vorangegangenen mechanischen Probenpräparation in die Probenoberfläche eingebracht wurde, zu entfernen, wurden alle Proben, die für eine Untersuchung mittels Elektronenrückstreubeugung (engl. electron backscatter diffraction (EBSD)) vorgesehen waren, noch elektrolytisch- oder vibrationspoliert. Ziel war es, eine möglichst verformungsfreie Probenoberfläche zu erzeugen, um ausreichend Kontrast für die anschließenden EBSD-Messungen zu erzielen.

Bei der Vibrationspolitur auf dem Gerät VibroMet 2 von Buehler wurden die noch eingebetteten Proben mithilfe eines Gewichts beschwert, um eine gleichmäßige Auflage der Schilfe zu ermöglichen. Die Einbettmasse Technovit 5071 neigt zur Blasenbildung an der Oberfläche. Um die unebene Oberfläche auszugleichen und die Haftung der Gewichte zu verbessern, erwies sich ein Anschleifen jener als hilfreich. Das Poliertuch wurde mit einer 2:1 Mischung aus OP-U und Schmiermittel benetzt und die Proben für 2 Stunden poliert. Anschließend erfolgte nochmals eine dreiminütige Ultraschallreinigung.

3.2.6 Ausbettung der Proben

Zur weiteren Verwendung der Proben war ein Ausbetten aus der Kalteinbettmasse notwendig. Bei der Einbettmasse Technovit 5071 erfolgte dies durch Auflösen in Azeton. Die Proben wurden dafür einzeln in kleine Glasgefäße gelegt und mit Azeton bedeckt. Dabei musste darauf geachtet werden, das Glasgefäß möglichst dicht abzudecken, um ein Verdampfen des Azetons zu verhindern. Nach etwa 5 Stunden war eine einfache Entnahme der Proben aus der aufgelösten Kalteinbettmasse möglich. Um letzte Reste der Einbettmasse zu entfernen, wurden die Proben zuerst ein bis zwei Minuten in Azeton und anschließend drei Minuten in Ethanol ultraschallgereinigt.

Bei der nicht auflösbaren Kalteinbettmasse Technovit 4071 wurde mithilfe einer Drehmaschine und einem Abstechmeißel ein schmales Teilstück, das die Probe beinhaltet, abgestochen und daraus die Probe herausgebrochen.

3.2.7 Elektrolytische Politur

Zur Bestimmung der geeigneten Polierspannung bei einer Polierzeit von 10 s, einer Flussrate von Stufe 10 und einer Polierfläche von 2 cm² wurde eine Stromdichte-

Spannungskurve aufgenommen. Die schematische Darstellung dieser Kurve ist in Abbildung 18 gezeigt. Der optimale Polierbereich ist in der schematischen Darstellung durch den waagrechten Bereich markiert, in dem der Strom trotz ansteigender Spannung konstant bleibt und sich Auflösung und Passivschichtbildung im Gleichgewicht befinden.

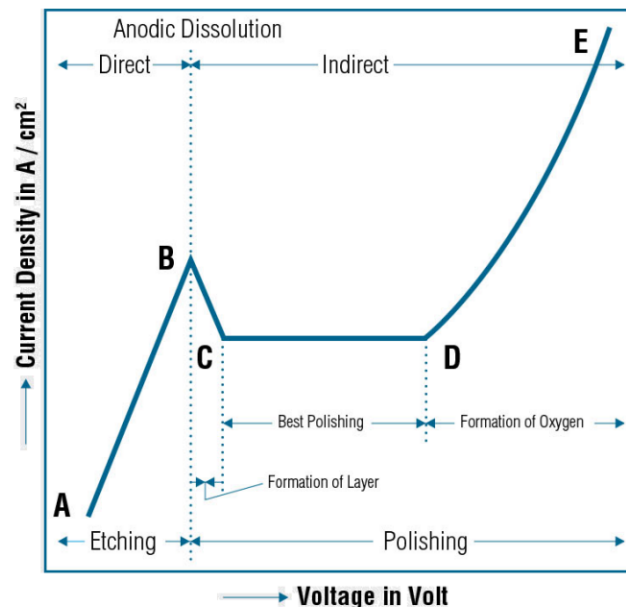


Abbildung 18: Schematische Darstellung einer Stromdichte-Spannungskurve zur Ermittlung der geeigneten Polierspannung [47].

Vor dem elektrolytischen Polieren mithilfe des LectroPol-5 von Struers wurden die bereits ausgebetteten Proben für fünf Minuten ultraschallgereinigt. Es folgte die Auswahl einer passenden Maske mit länglicher Öffnung, die genau das Schweißnugget und den Fügespalt freilegt und die Durchführung der Politur mit dem A2 Elektrolyten von Struers. Nachfolgend wurden die Proben drei Minuten ultraschallgereinigt, um Korrosion durch den Elektrolyten zu verhindern.

3.3 Ätzung mit Pikrinsäure

Zur besseren Veranschaulichung der dendritischen Erstarrungsstruktur des Schweißnuggets wurde eine selektive Ätzung mit Pikrinsäure nach Esterl et al. durchgeführt [48]. Die chemische Zusammensetzung, Besonderheiten der Ätzung sowie die Ätzdauer sind in Tabelle 5 angeführt.

Tabelle 5: Beschreibung der selektiven Ätzung mit Pikrinsäure.

Ätzmittel	Chem. Zusammensetzung der Ätzlösung	Besonderheiten	Ätzzeit
Pikrinsäure nach [48]	<ul style="list-style-type: none"> • 100 ml kaltgepresste Pikrinsäure • 0,5 g Natriumdodecylbenzolsulfonat • 1 Tropfen HCl 	<ul style="list-style-type: none"> • Ätzlösung muss von UV-Strahlung abgeschirmt werden • 20 min Rühren der Ätzlösung erforderlich, anschließend filtrieren 	<p>3 min</p> <p>40 s</p>

3.4 Prüfvorrichtung und Prüfung

Die Prüfungen wurden an einer Universalprüfmaschine von ZwickRoell durchgeführt. Hierfür wurde eine Vorrichtung konstruiert und gebaut, welche in die Zugprüfeinheit eines REM eingebaut werden kann, um in weiterer Folge in-situ Zugversuche durchführen zu können. In Abbildung 19 (a) ist ein dreidimensionales CAD-Modell der Vorrichtung zu sehen. Die fertig gebogene Probe ist hierbei grün dargestellt, die pink/roten Bauteile sind aus gehärtetem Maraging-Stahl und die gelben, seitlichen Klemmlamellen aus Aluminium. Diese Klemmlamellen dienen dazu, die auf die Probe wirkende Kraft zu fixieren, wenn der Versuch unterbrochen wird. Dadurch können die Versuchsbedingungen eingefroren und der Schädigungsverlauf mithilfe von Aufnahmen am Stereomikroskop dokumentiert werden. Abbildung 19 (b) zeigt die Vorrichtung mit einer eingespannten Probe. In Abbildung 19 (c) ist die ausgebaute Vorrichtung inklusive der Klemmlamellen zu sehen.

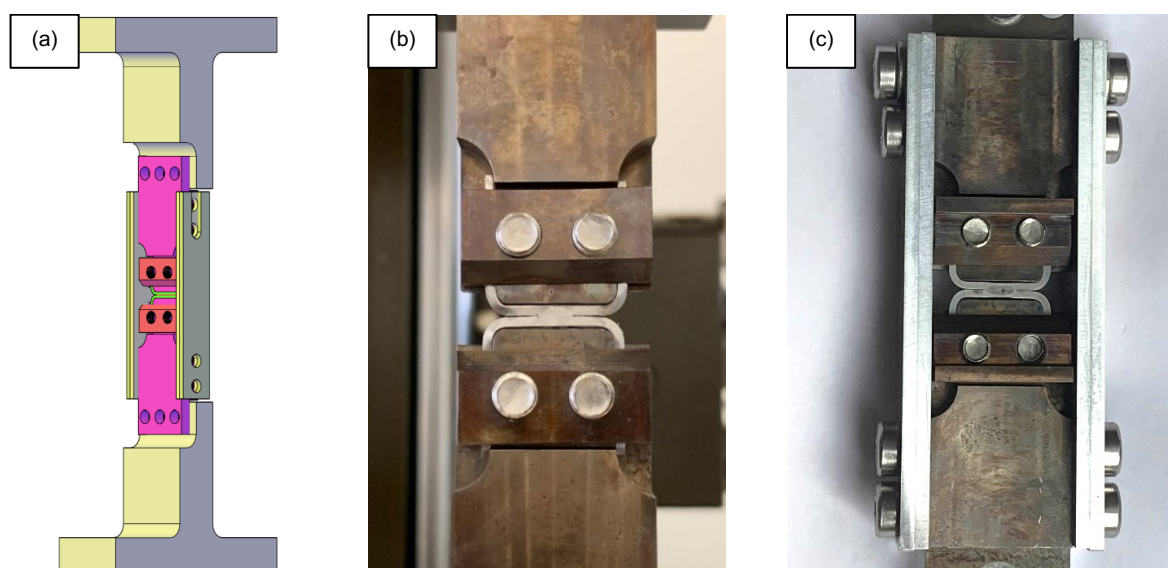


Abbildung 19: (a) CAD-Modell der Zugvorrichtung sowie Aufnahme der Prüfvorrichtung mit eingespannter Probe (b) ohne und (c) mit Klemmlamellen.

Vor der Prüfung wurde die Probe in die Vorrichtung eingespannt, die Schrauben nur locker angezogen und eine Druckkraft von 2 kN auf die Probe aufgebracht. Hiermit soll die Probe ideal in der Vorrichtung positioniert werden. Vor dem Entlasten werden die Schrauben mit einem Drehmoment von 15 Nm angezogen, um ein Rutschen der Probe zu unterbinden. Die Versuche wurden mit einer Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min und einem 250 kN Kraftaufnehmer durchgeführt. Während und nach den Prüfungen wurden mithilfe des Stereomikroskops Discovery V.20 von Zeiss Aufnahmen des Rissfortschritts angefertigt.

3.5 Prüfung makroskopischer Proben

Die Prüfung der makroskopischen Proben, welche mit denselben Schweißparametern geschweißt wurden, wie jene Proben für die neuartige Prüfmethode, wurde bei der voestalpine Stahl Linz GmbH durchgeführt. Es wurden anhand von jeweils zehn Proben pro Schweißkonzept der Ausknöpfanteil sowie die Maximallast durch Kopfzugprüfungen ermittelt. Auf Basis dieser Ergebnisse soll eine Aussage über die Vergleichbarkeit der beiden Prüfmethode gemacht werden.

3.6 Beurteilung der Vorschädigung

Die Beurteilung der Vorschädigung in der Fügeebene durch Probenformgebung und -vorspannung erfolgte durch Untersuchung dieses Bereichs mittels REM-Aufnahmen. Die Aufnahmen wurden mit dem REM Versa 3D von Thermo Fisher Scientific mit Sekundärelektronen-Kontrast und einer Beschleunigungsspannung von 20 kV aufgenommen.

Die weiteren Untersuchungen wurden mit einem EBSD-System von EDAX mit einer Hikari XP-Kamera durchgeführt. Die Messungen mit 15 mm Arbeitsabstand wurden bei einer Beschleunigungsspannung von 20 kV, einem Strom von 4-5 nA mit einem 6x6 Binning angefertigt. Die Schrittweite betrug 250 nm. Im Rahmen der Auswertung mit der Software OIM Analysis 8 wurde ein Grain Dilatation Clean-up durchgeführt. EBSD-Scans an martensitischen Proben sind allgemein herausfordernd, da das Gefüge sehr fein und verspannt ist. Durch einen Schweißvorgang werden weitere Spannungen ins Gefüge eingebracht, weshalb einer geeigneten Probenpräparation eine bedeutende Rolle zukommt.

4 Ergebnisse

4.1 Geeignete Präparationsmethoden

In Kapitel 3.2 wurden die durchgeführten Methoden zur Herstellung der Proben erläutert. Darin wurden zwei verschiedene Einbettmassen auf ihre Anwendbarkeit getestet. Das Kalteinbettmittel Technovit 4071, welches im Gegensatz zu dem Kalteinbettmittel Technovit 5071 nicht in Azeton auflösbar ist, führte zu nicht zufriedenstellenden Ergebnissen. Einerseits wird die Einbettmasse durch das Ultraschallreinigen in Ethanol brüchig und neigt zu Ausbrüchen und damit Kratzern auf dem Schliff, andererseits lassen sich Proben nur schwierig daraus ausbetten. Dafür waren eine Drehbank und ein geschulter Mitarbeiter notwendig. Im Vergleich hierzu ist das Kalteinbettmittel Technovit 5071 einfach und in relativ kurzer Zeit in Azeton auflösbar. Somit konnten die Proben ohne jegliche Deformation aus der Einbettmasse entnommen werden. Einzig für die Vibrationspolitur ist die Einbettmasse ungeeignet. Während des Aushärtens entstehen Luftblasen an der Oberfläche der Einbettmasse. Dadurch haften die Gewichte beim Vibrationspolieren nicht an der ausgehärteten Einbettmasse, da keine ebene Oberfläche vorhanden ist. Beim Ausbetten der Proben aus der Einbettmasse Technovit 5071 ist darauf zu achten, die Proben nur so lange als nötig in Azeton einwirken zu lassen. Bei längeren Einwirkzeiten kann es zu Korrosionsangriff an der Probe kommen. Zudem bewirken längere Einwirkzeiten einen veränderten Ätzangriff der Pikrinsäure und somit ein anderes Erscheinungsbild der Proben. Um die restliche, durch die maschinelle Präparation eingebrachte, Verformung aus der Probenoberfläche zu entfernen, wurden die Proben mit OPU vibrationspoliert bzw. elektrolytisch poliert. Die Vibrationspolitur stellte sich als weniger geeignet heraus, da hierdurch einige tiefe Kratzer in die Schliffoberfläche eingebracht wurden. Diese resultierten wahrscheinlich aus der – durch das Ultraschallreinigen brüchig gewordenen – Einbettmasse. Besser geeignet ist eine elektrolytische Politur mit den Parametern in Kapitel 3.2.7. Um Korrosion durch den Elektrolyten im Bereich des Fügespalts zu vermeiden, ist anschließendes Ultraschallreinigen unerlässlich. Mit dieser Poliermethode konnte eine verformungs- und kratzerfreie Oberfläche erzielt werden. Somit eignet sich die Einbettmasse Technovit 5071 mit einer anschließenden elektrolytischen Politur ideal zur Herstellung der Proben und weiteren EBSD-Charakterisierung.

4.2 Beurteilung der Vorschädigung

Um zu überprüfen, ob es im Zuge der Probenformgebung, sowie der nachfolgenden Vorspannung zu einer Vorschädigung in der Nähe des Fügespalts des Schweißnuggets, von dem die Schädigung bei der Kopfzugprüfung ausgeht, kam wurde dieser Bereich im REM genauer untersucht. Dafür wurden REM-Aufnahmen und EBSD-Scans von einer Einzelimpulsprobe in verschiedenen Stadien der Formgebung bzw. Vorspannung angefertigt. Alle Untersuchungen wurden an derselben Probe durchgeführt. Abbildung 20 zeigt REM-Aufnahmen der Einzelimpulsprobe in den drei Zuständen „ungebogen“ (Abbildung 20 (a)), „gebogen“ (Abbildung 20 (b)) und „vorgespannt“ (Abbildung 20 (c)). Hierbei ist ersichtlich, dass es durch die Probenformgebung und -vorspannung zu keiner Aufweitung im Bereich des Fügespalts gekommen ist.

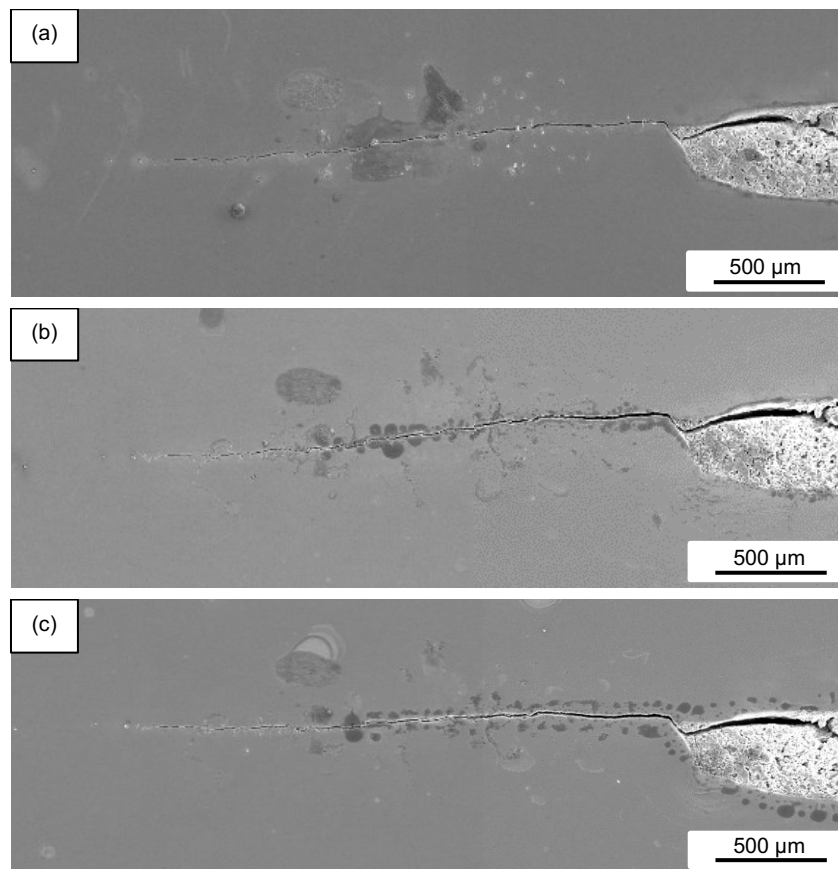


Abbildung 20: REM-Aufnahmen von dem Bereich des Fügespalts am Schweißnugget einer Einzelimpulsprobe in den Zuständen (a) ungebogen, (b) gebogen und (c) vorgespannt.

Mithilfe von EBSD-Scans wurde untersucht, ob es im Zuge der Probenformgebung und -vorspannung zu einer Kornrotation oder Deformation am Fügespalt gekommen ist.

Die Inverse Polfigur (engl. Inverse Pole Figure (IPF)) zeigt die Kristallorientierung in Bezug auf das probenfeste Koordinatensystem in Form von Miller-Indizes. Mithilfe von Kernel Average Misorientation (KAM) kann lokale plastische Verformung qualitativ anhand der lokalen Fehlorientierung dargestellt werden. Dabei wird für jeden Punkt die durchschnittliche Fehlorientierung dieses Punktes mit allen seinen Nachbarn bestimmt. Um Korngrenzen von der Betrachtung auszuschließen wurden eine maximale Fehlorientierung von 5° gewählt.

In Abbildung 21 sind die IPF und KAM der Einzelimpulsprobe in den drei Stadien ((a,b) ungebogen, (c,d) gebogen und (e,f) vorgespannt) gegenübergestellt. Die Pfeile markieren jeweils das Ende des Fügspalts. In den IPF sind keine Unterschiede in der Kornorientierung erkennbar, weshalb eine Kornrotation entlang des Fügspalts ausgeschlossen werden kann. Die erhaltenen KAM zeigen, dass es durch das Biegen und Vorspannen der Probe zu keiner deutlich erhöhten Deformation entlang des Fügspaltes im Vergleich zu der ungebogenen Probe gekommen ist.

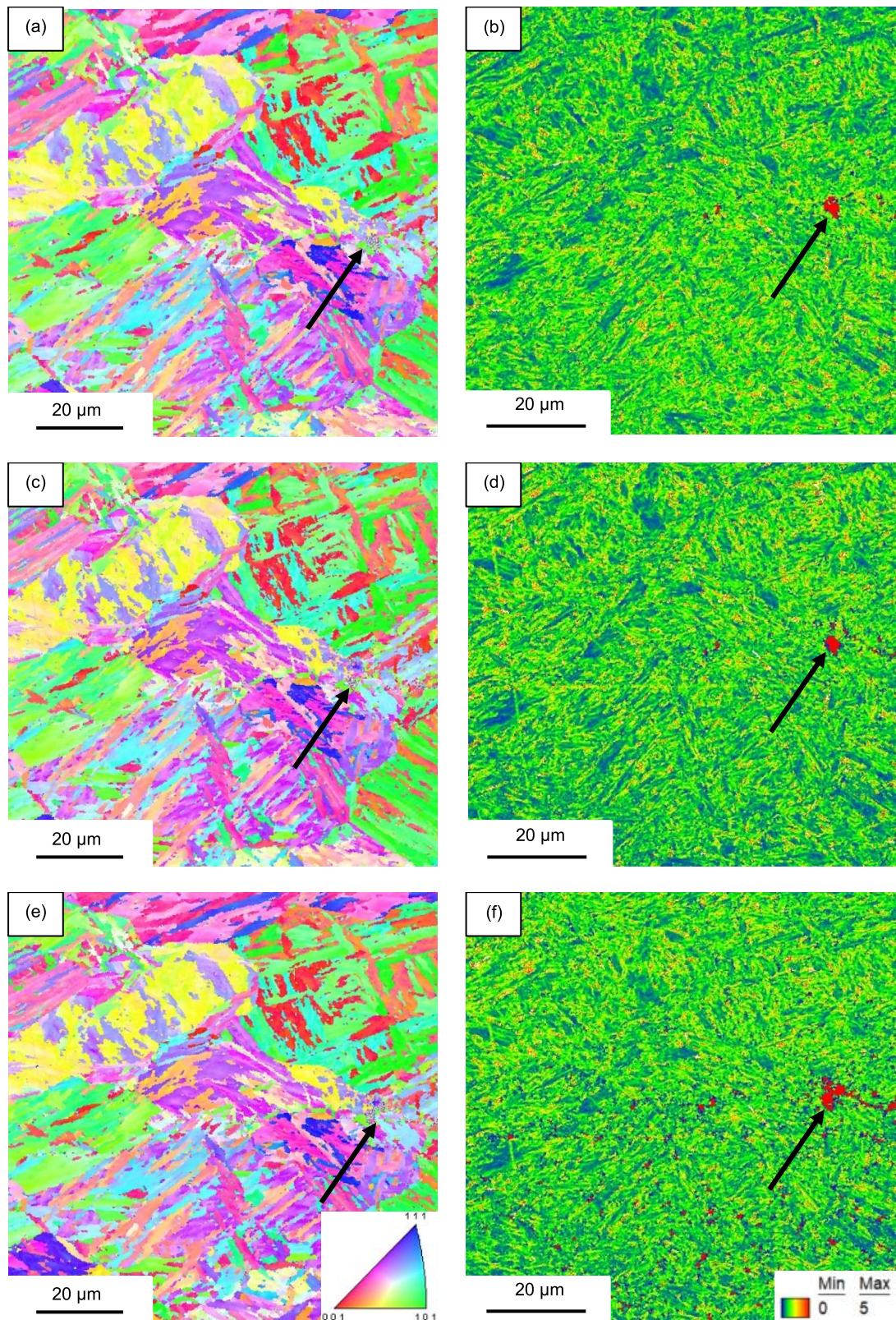


Abbildung 21: Gegenüberstellung von IPF (links) und KAM (rechts) der Einzelimpulsprobe im (a,b) ungebogenen, (c,d) gebogenen und (d,f) vorgespannten Zustand. Die Pfeile markieren jeweils den Fügspalt. In den IPF sind keine Unterschiede in der Kornorientierung und somit keine Kornrotation am Fügspalt erkennbar. Die KAM zeigen, dass es durch die Probenformgebung sowie dem Vorspannen zu keiner Deformation am Fügspalt gekommen ist.

4.3 Ergebnisse der neuen Prüfmethode

4.3.1 Einzelimpuls

Im Zuge dieser Masterarbeit wurden insgesamt 11 Einzelimpuls-Proben geprüft. Es handelte sich um sechs Proben mit mittiger Schnittführung und fünf Proben mit außermittiger Schnittführung.

Mittige Schnittführung

In Tabelle 6 sind die Ergebnisse aus den Prüfungen für die mittigen Einzelimpulsproben angeführt. Die Maximallast der sechs getesteten Proben betrug 1470 N. Durchschnittlich kam es bei einer Last von 1341 N zum Versagen der Proben, mit einer Schwankung von ± 105 N. Die Werte sind bis auf Probe S26 reproduzierbar. Bei der Art des Risswachstums wurde unterschieden, ob der Riss innerhalb des Schweißnuggets (SN) oder durch die Wärmeeinflusszone (WEZ) wächst. Risswachstum innerhalb des Schweißnuggets kann mit dem Versagensmodus PIF der Kopfzugprüfung, also einem Bruch mit geringem Ausknöpfanteil, verglichen werden. Ein Risswachstum in der WEZ ist mit dem Versagensmodus PF, also einem Bruch mit hohem Ausknöpfanteil, vergleichbar. Bei 50 % der Proben mit mittiger Schnittführung kam es zu einem Risswachstum innerhalb des Schweißnuggets.

Tabelle 6: Ergebnisse aus den Prüfungen der mittigen Einzelimpulsproben. Die Art des Risswachstums wurde in Risswachstum innerhalb des Schweißnuggets (SN) und Risswachstum durch die Wärmeeinflusszone (WEZ) eingeteilt.

Probenbezeichnung	F_{\max} [N]	Risswachstum
S10	1400	SN
S13	1470	SN
S26	1144	SN
S16	1410	WEZ
S17	1320	WEZ
S30	1300	WEZ

Die am Stereomikroskop angefertigte Abbildung 22 zeigt die Probe S10 nach einer Belastung von 1400 N mit Rissen, ausgehend vom Fügspalt, durch das Schweißnugget, welches durch die Ätzung mit Pikrinsäure erkennbar ist. Bereiche mit größerer Verformung erscheinen auf der mit einer Maximalkraft von 1400 N belasteten Probe heller.

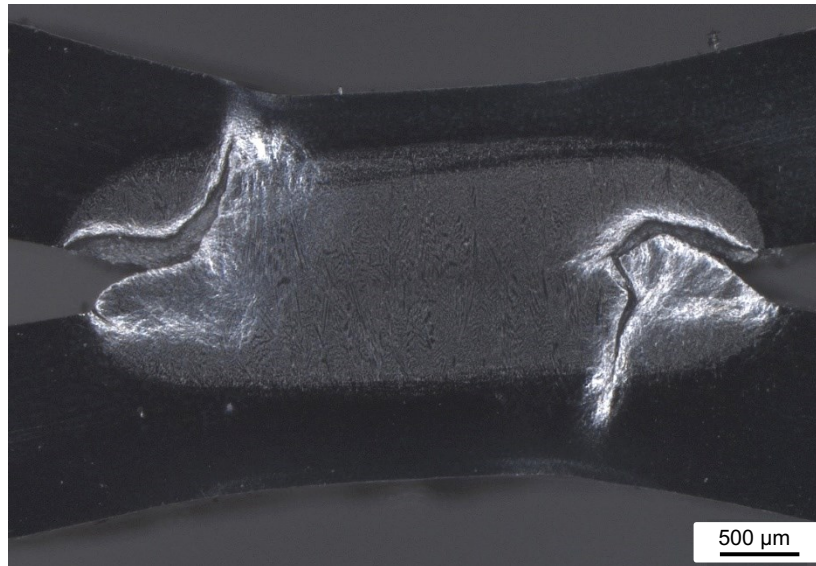


Abbildung 22: Probe S10 mit Risswachstum innerhalb des Schweißnuggets, welches durch die Pikrinsäureätzung erkennbar ist. Die stereomikroskopische Aufnahme zeigt die Probe nach einer Belastung von 1400 N.

Bei Probe S13 und einer Kraft von 1400 N erfolgte das Risswachstum anfangs in das Innere des Schweißnuggets, siehe Abbildung 23 (a). Nach einer Erhöhung der Kraft auf 1470 N mündete der Riss schließlich in die Wärmeeinflusszone, gezeigt in Abbildung 23 (b).

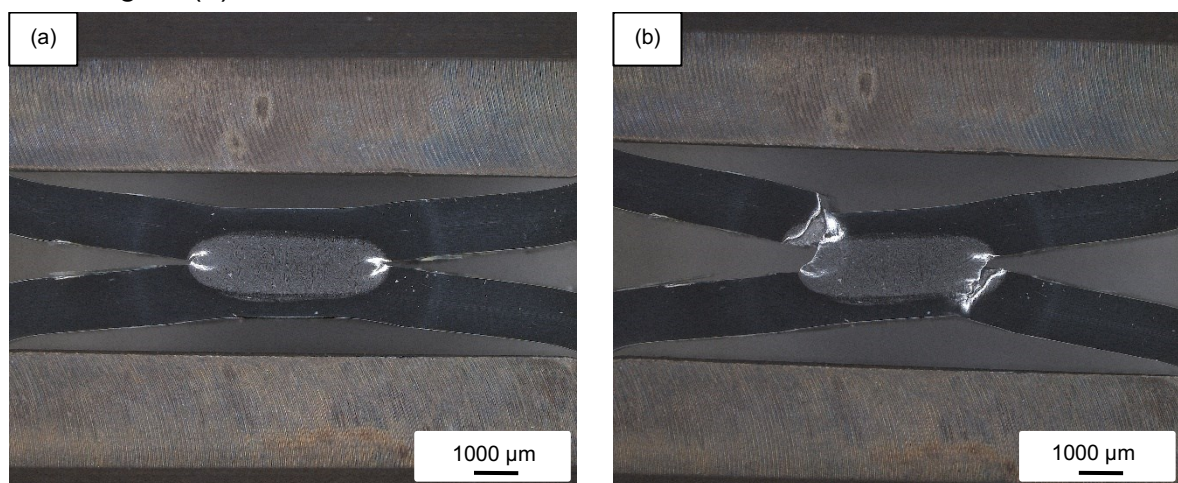


Abbildung 23: Probe S13 bei einer Belastung von (a) 1400 N und (b) 1470 N. Der Riss wächst erst ins Innere des Schweißnuggets um anschließend in die Wärmeeinflusszone zu münden.

Probe 17, gezeigt in Abbildung 24, zeigt ein Risswachstum entlang der WEZ. Die Aufnahme wurde bei einer Unterbrechung während einer Belastung von 1320 N aufgenommen. Bei nachfolgendem Einspannen in die Vorrichtung konnte die Kraft nicht mehr auf die vorangegangenen 1320 N eingestellt werden, da das Risswachstum schon zu weit fortgeschritten war. Daher wurde diese Kraft als Maximalkraft angegeben.



Abbildung 24: Probe S17 bei einer Belastung von 1320 N mit dem Risswachstum in der WEZ. Der Riss verläuft am äußeren Rand des Schweißnuggets in der WEZ entlang.

Außermittige Schnittführung

Tabelle 7 zeigt die Maximalkräfte und die Art des Risswachstums der fünf außermittigen Einzelimpulsproben. Die Maximallast der fünf Prüfungen war 1442 N. Durchschnittlich kam es bei einer Kraft von 1371 N mit einer Schwankung von ± 53 N zum Versagen der Proben. Bei allen fünf Proben kam es zu einem Risswachstum innerhalb des Schweißnuggets. Die Ergebnisse der Prüfung der außermittigen Proben waren reproduzierbar.

Tabelle 7: Ergebnisse aus den Prüfungen der außermittigen Einzelimpulsproben.

Probenbezeichnung	F_{\max} [N]	Risswachstum
S11	1300	SN
S21	1344	SN
S23	1442	SN
S24	1347	SN
S25	1422	SN

In den folgenden stereomikroskopischen Aufnahmen werden die Proben S25 und S11 bei einer Kraft von 1300 N und ihrer Maximallast verglichen. Abbildung 25 (a) zeigt die Probe S25 während einer Belastung von 1300 N. Beim Einstellen der Ausgangslast kam es zum Bruch der Probe, siehe Abbildung 25 (b). Das Schädigungsverhalten von Probe S11 zeigt ein ähnliches Verhalten, siehe Abbildung 25 (c). Hier wird der Rissverlauf der Probe bei einer Kraft von 1300 N gezeigt. Abbildung 25 (d) zeigt Probe

S11 nach erfolgtem Bruch bei einer Maximalkraft von 1422 N. Beide Proben weisen das Risswachstums im SN auf.

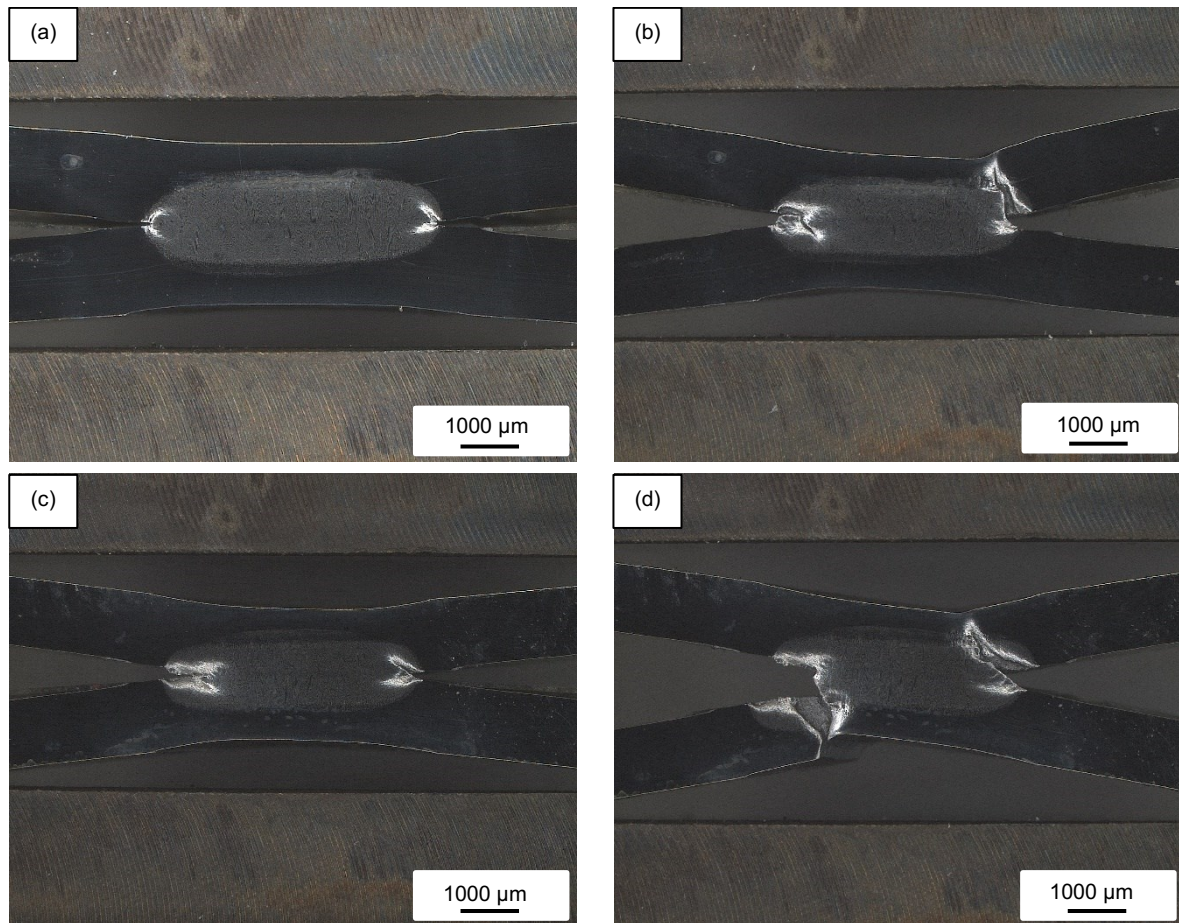


Abbildung 25: Vergleich des Schädigungsverhalten der Proben (a-b) S25 und (c-d) S11. (a) Probe S25 bei einer Belastung von 1300 N, ein weiteres Erhöhen der Kraft war nicht möglich, da es beim Einstellen der Ausgangskraft zum (b) Bruch kam. Probe S11 zeigt ein ähnliches Verhalten des Risswachstums bei (a) 1300 N und (b) der Maximalkraft 1422 N.

Abbildung 26 zeigt eine vergrößerte Aufnahme der Probe S11 nach Versagen durch eine Belastung von 1422 N. Das Risswachstum durch das Schweißnugget ist sowohl auf der linken (siehe Abbildung 26 (a)) als auch auf der rechten Seite (siehe Abbildung 26 (b)) am ehemaligen Fügspalt zu erkennen.

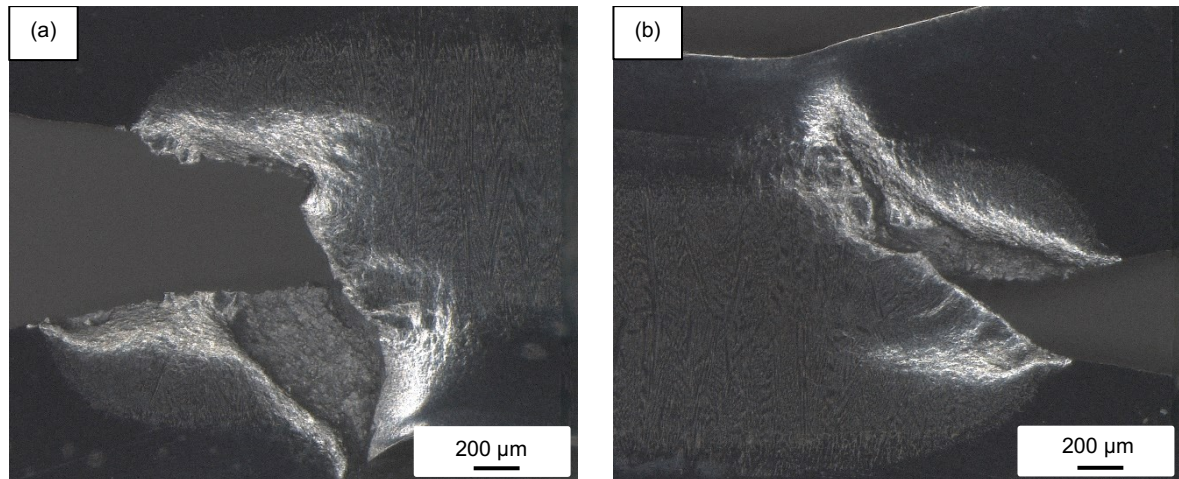


Abbildung 26: vergrößerte Aufnahmen der Probe S11 nach Belastung mit einer Maximalkraft von 1422 N. Sowohl auf (a) der linken als auch auf (b) der rechten Seite des Fügespalts ist ein deutliches Risswachstum innerhalb des Schweißnuggets sichtbar.

4.3.2 Rekristallisationsimpuls

Es wurden insgesamt neun Rxx-Proben untersucht, dabei handelte es sich um vier Proben mit mittiger und fünf Proben mit außermittiger Schnittführung.

Mittige Schnittführung

In Tabelle 8 sind die Maximalkräfte aus den Prüfungen bzw. die Art des Risswachstums der mittigen Rxx-Impulsproben ersichtlich. Die Maximallast aus den Prüfungen der vier Proben betrug 1931 N. Durchschnittlich versagten die Proben bei einer Kraft von 1864 N mit einer Schwankung von ± 68 N. Alle mittigen Rxx-Proben wiesen ein Risswachstum durch die WEZ auf.

Tabelle 8: Ergebnisse aus den Prüfungen der mittigen Rxx-Proben.

Probenbezeichnung	F_{\max} [N]	Risswachstum
R10	1928	WEZ
R22	1822	WEZ
R24	1774	WEZ
R35	1931	WEZ

In Abbildung 27 (a) ist die Probe R22 während einer Belastung von 1750 N zu sehen. Bei einer Kraft von 1822 N kam es zum Versagen der Probe, siehe Abbildung 27 (b). Ähnlich dazu verhielt sich das Risswachstumsverhalten von Probe R24. Bei einer Kraft von 1750 N waren die Anrisse am Fügespalt relativ klein. Auffällig war hier, dass bereits eine geringe Krafterhöhung ausreichend war, um ein Versagen der Probe

herbeizuführen, siehe Abbildung 27 (d). Dieses Verhalten wiesen alle getesteten Rxx-Proben auf.

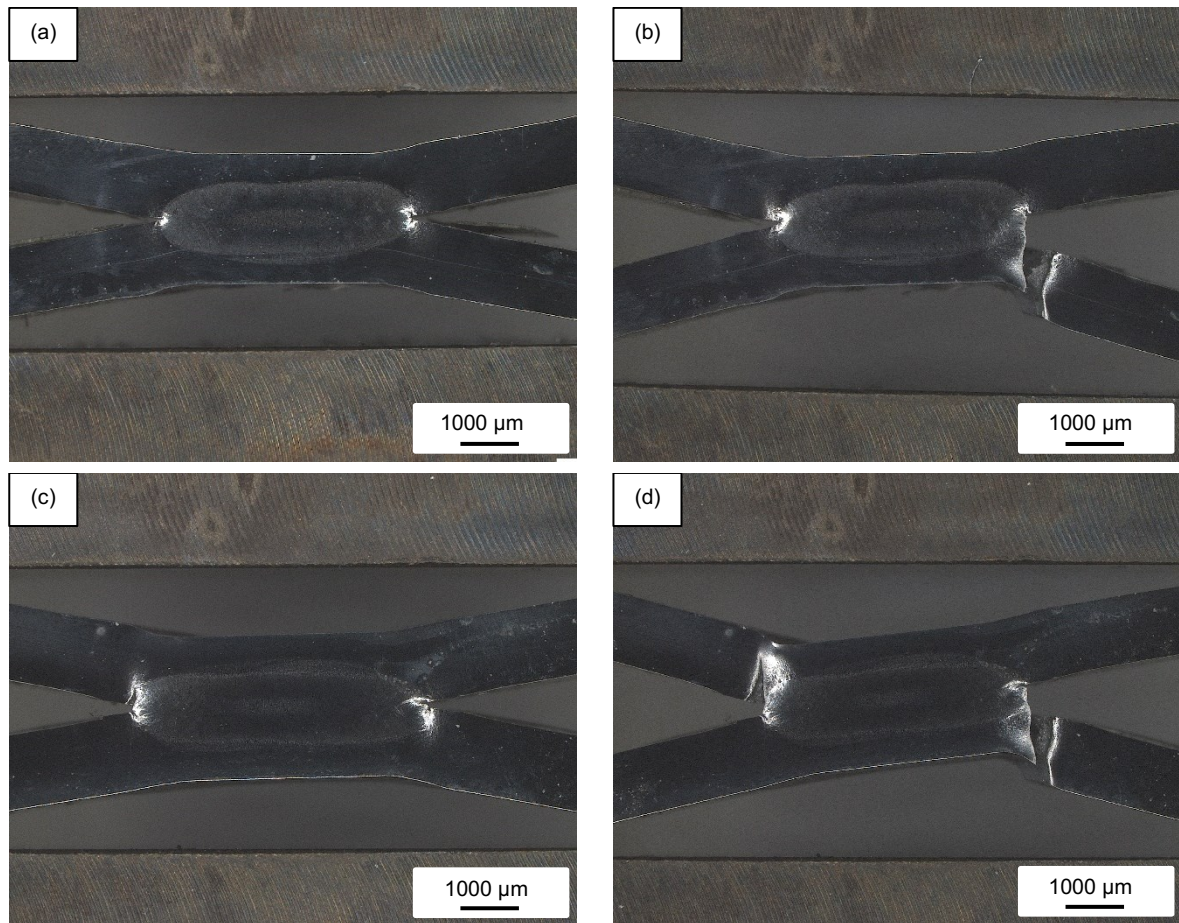


Abbildung 27: (a) Probe R22 bei einer Belastung von 1750 N bzw. einer (b) Maximalbelastung von 1822 N. Probe R24 zeigt bei (c) 1750 N und (d) 1774 N ein ähnliches Verhalten. Bei beiden Proben verläuft der Rissfortschritt in der WEZ.

Außermittige Schnitfführung

In Tabelle 9 sind die Maximalkräfte und die Art des Risswachstums der fünf getesteten Rxx-Proben mit außermittiger Schnitfführung angeführt. Die Maximallast aus den Prüfungen der Proben betrug 1772 N. Durchschnittlich führte eine Kraft von 1663 N mit einer Schwankungsbreite von ± 87 N zum Versagen der Probe. Bei allen getesteten Rxx-Proben verlief die Schädigung in der WEZ.

Tabelle 9: Ergebnisse aus den Prüfungen der Rxx-Proben mit außermittiger Schnittführung.

Probenbezeichnung	F_{\max} [N]	Risswachstum
R16	1772	WEZ
R21	1583	WEZ
R31	1608	WEZ
R32	1765	WEZ
R33	1587	WEZ

Bei Probe R16 waren bei einer Kraft von 1500 N nur minimale Anrisse am Fügespalt zu sehen, siehe Abbildung 28 (a). Ein Erhöhen der Last auf 1772 N führte zum Bruch, der, wie in Abbildung 28 (b) zu sehen ist, durch die WEZ verläuft. Bei Probe R32 sind bei 1500 N (siehe Abbildung 28 (c)) ebenfalls nur sehr kleine Anrisse zu erkennen. Durch Erhöhen der Kraft auf 1765 N kam es zum Versagen der Probe, das Schädigungsverhalten ähnelt hierbei stark dem von Probe R16, siehe Abbildung 28 (d). Das hellere Erscheinungsbild von Probe R32 resultiert aus dem geänderten Ätzangriff der Pikrinsäure durch zu lange Einwirkzeit in Azeton während des Ausbettens.

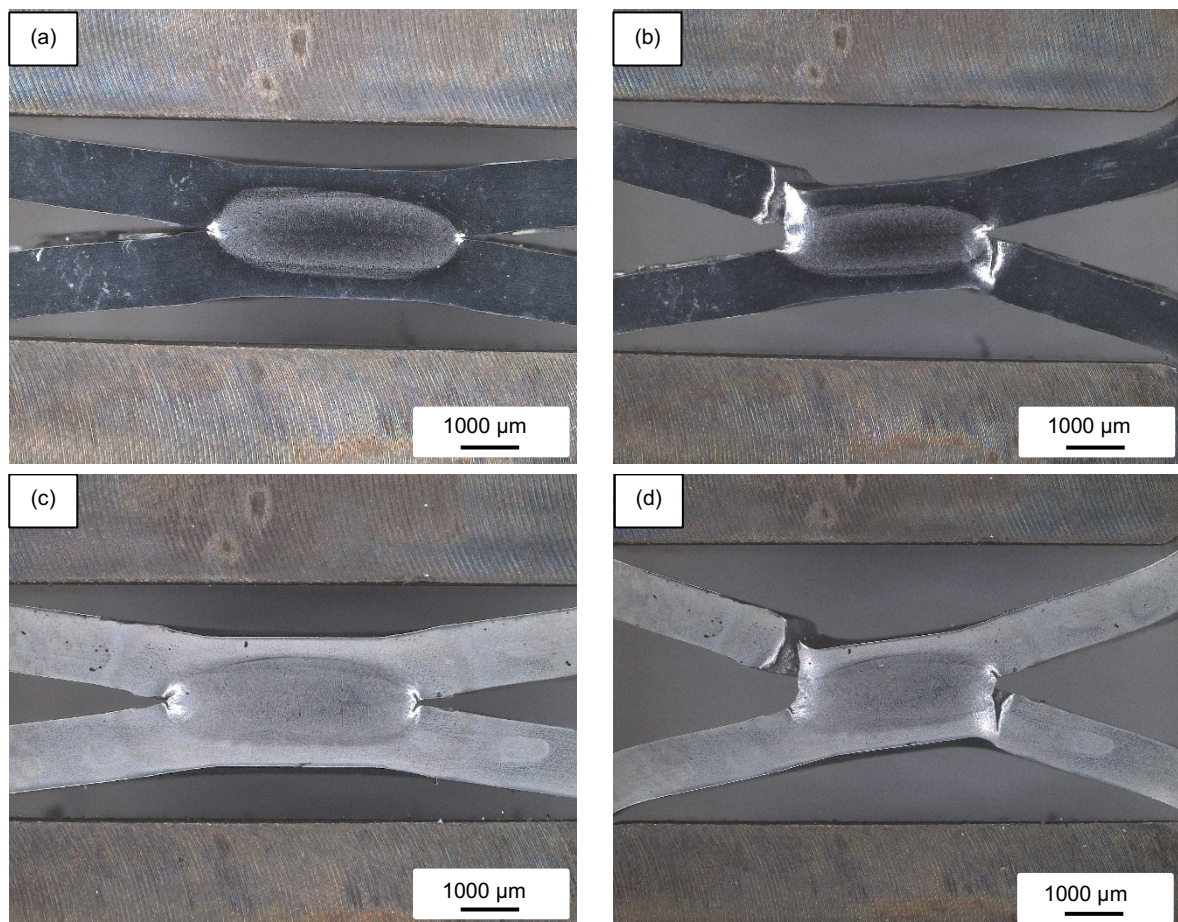


Abbildung 28: Probe R16 im Vergleich mit R32. (a) R16 bei einer Belastung von 1500 N und einer (b) Maximalbelastung von 1772 N. Die Probe R32 zeigt bei (c) 1500 N und (d) 1765 N ein sehr ähnliches Bruchverhalten. Der Bruch verläuft bei beiden Proben in der WEZ.

Abbildung 29 zeigt eine 80-fach vergrößerte Aufnahme des rechten Fügespalts von Probe R32 während einer Belastung von 1500 N. Der Fügespalt zweier Bleche wirkt wie eine scharfe Kerbe, an der es zur Spannungskonzentration kommt. Die Aufnahme zeigt, dass die Schädigung von diesem Bereich ausgehend fortschreitet. Das Abzweigen des Risses entlang der Grenze vom Schweißnugget zur WEZ ist deutlich zu erkennen.

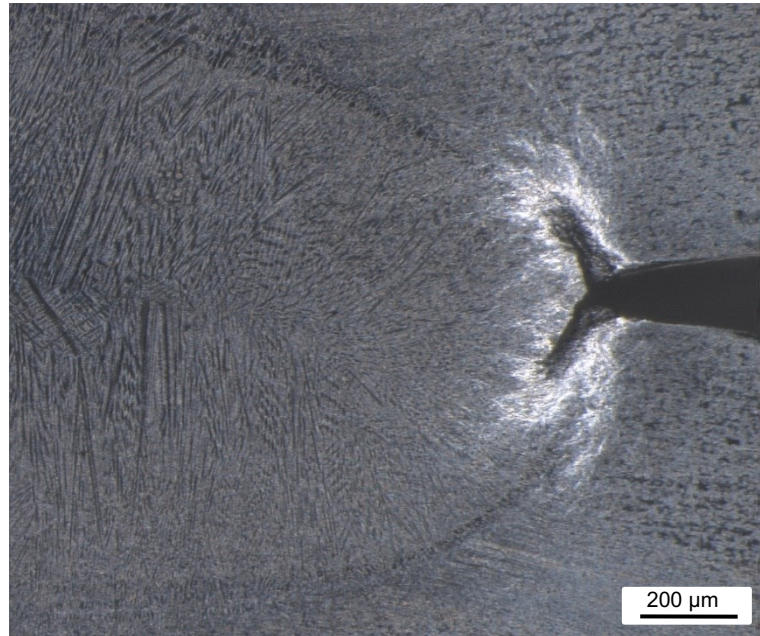


Abbildung 29: Das Abzweigen des Risses entlang der Grenze vom Schweißnugget zur WEZ ist deutlich zu erkennen, hier gezeigt an der Probe R32 bei einer Belastung von 1500 N.

4.3.3 Anlassimpuls

Der Fokus dieser Masterarbeit lag auf dem Vergleich des Schädigungsverhaltens von Einzelimpuls- und Rekristallisationsimpulsproben. Aus diesem Grund wurden nur fünf Anlassimpuls-Proben geprüft. Es handelte sich um drei Proben mittiger bzw. zwei Proben außermittiger Schnittführung.

Mittige Schnittführung

In Tabelle 10 sind die Maximalkräfte beim Versagen bzw. die Art des Risswachstums der mittigen Anlassimpulsproben aufgelistet. Die Maximalkraft aus den Prüfungen der drei Proben war 2500 N. Durchschnittlich führte eine Kraft von 2008 N zum Versagen der Proben. Auffällig war hier die große Schwankungsbreite von ± 372 N. Probe T14 erreichte mit einer Last von 2500 N deutlich höhere Maximallasten als die anderen beiden Proben. Bei allen Proben verlief das Risswachstum durch die WEZ.

Tabelle 10: Ergebnisse der Prüfungen der Anlassimpulsproben mit mittiger Schnittführung.

Probenbezeichnung	F_{\max} [N]	Risswachstum
T11	1600	WEZ
T13	1924	WEZ
T14	2500	WEZ

Abbildung 30 (a) zeigt die Probe T11 während einer Belastung von 1300 N. Trotz des Aufweitens der Bleche im Fügeseit kam es zu nahezu keinem Risswachstum. Eine Belastung von 1600 N führte schlussendlich zum Versagen der Probe T11. Dabei war ein Risswachstum durch die WEZ erkennbar, siehe Abbildung 30 (b). Ähnliche Ergebnisse lieferte die Probe T14. Bei einer Kraft von 1300 N war ebenfalls nur minimales Risswachstum erkennbar, siehe Abbildung 30 (c). Das Bruchaussehen von Probe T14 (siehe Abbildung 30 (d)) ist vergleichbar zu jenem von Probe T11. Auch hier verlief das Risswachstum einzig in der WEZ. Die hellen Bereiche in den Aufnahmen deuten auf starke Verformung hin.

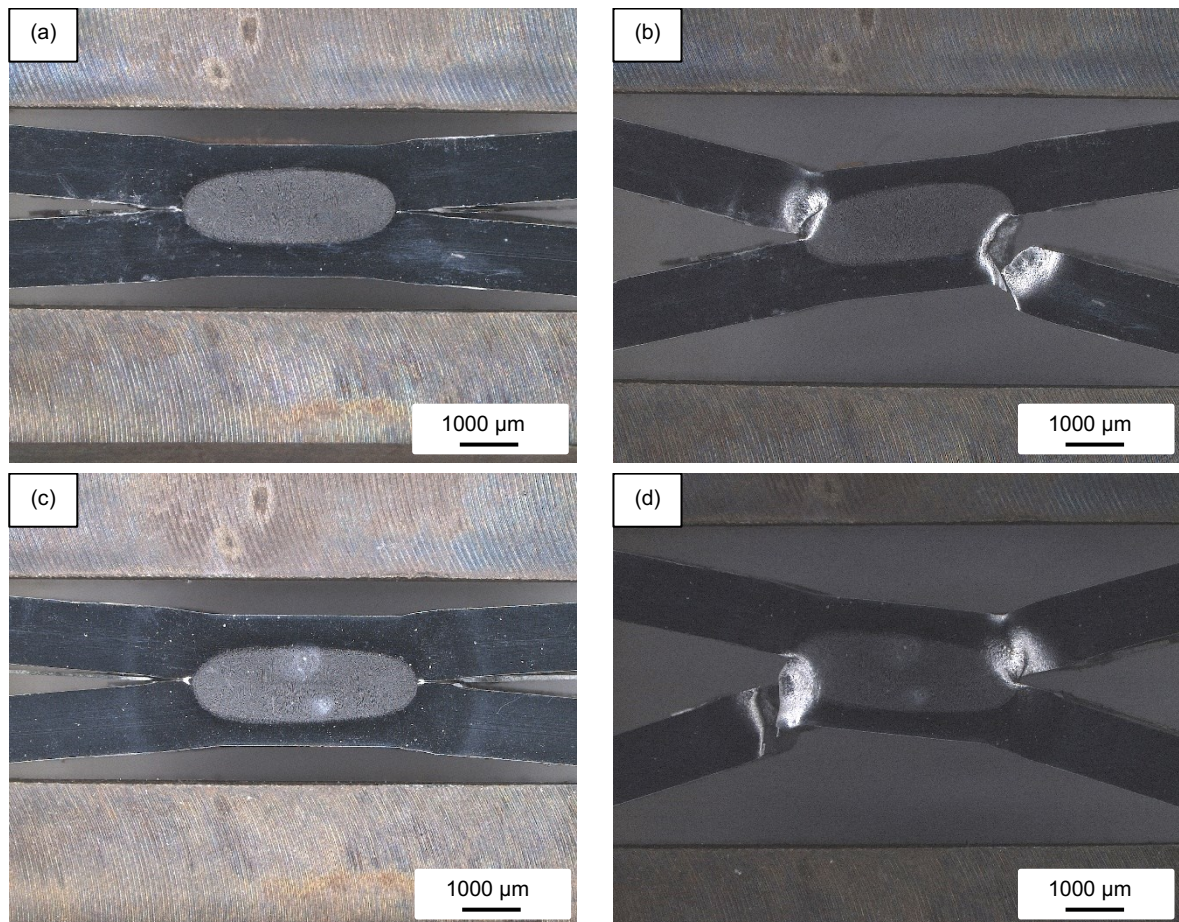


Abbildung 30: (a) Bei der Probe T11 zeigt sich bei 1300 N kaum Risswachstum. (b) Bei 1600 N kam es zum Versagen, wobei der Riss entlang des äußeren Randes des Schweißnuggets in der WEZ wuchs. (c) Ähnliches zeigte sich bei Probe T14, wo bei 1300 N ebenfalls nur minimales Risswachstum erkennbar war. (d) Eine Maximalkraft von 1824 N führte zum Versagen der Probe, wobei der Riss ebenfalls in der WEZ wuchs.

Außerdemige Schnittführung

In Tabelle 11 sind die Maximalkräfte beim Versagen bzw. die Art des Risswachstums der beiden außerdemigen Anlassimpulsproben angeführt. Die Maximallast der geprüften Proben betrug 3016 N. Auffällig war die große Schwankungsbreite der Lasten (± 258 N bei einer durchschnittlichen Maximallast von 2758 N). Bei beiden Proben verlief der Bruch durch die WEZ. Hervorzuheben ist zudem die deutlich höhere Maximalkraft der Probe T16 im Vergleich zu den anderen Anlassimpulsproben beider Schnittführungsarten.

Tabelle 11: Ergebnisse aus den Prüfungen der beiden außerdemigen Anlassimpulsproben.

Probenbezeichnung	F_{\max} [N]	Risswachstum
T15	2500	WEZ
T16	3016	WEZ

Abbildung 31 (a) zeigt die Probe T15 während einer Belastung von 2000 N. Neben der starken Verformung, die durch die hellen Bereiche signalisiert wird, ist ein Abzweigen des Risses in Richtung WEZ erkennbar. Bei der Maximalkraft von 2500 N kam es zum Bruch, der von großer Verformung begleitet wurde, siehe Abbildung 31 (b). Die zweite getestete Anlassimpuls-Probe mit außerdemiger Schnittführung zeigte außergewöhnlich hohe Verformung und die höchste im Zuge der Prüfungen gemessene Maximalkraft. Bei einer Kraft von 2000 N kam es lediglich zu starker Verformung am Fügspalt, siehe Abbildung 31 (c). Bei weiterer Erhöhung der Kraft auf 2500 N wurden die verformten Bereiche größer und ragten bis ins Schweißnugget, siehe Abbildung 31 (d). Zudem kam es zu einer sehr starken Aufweitung der Bleche.

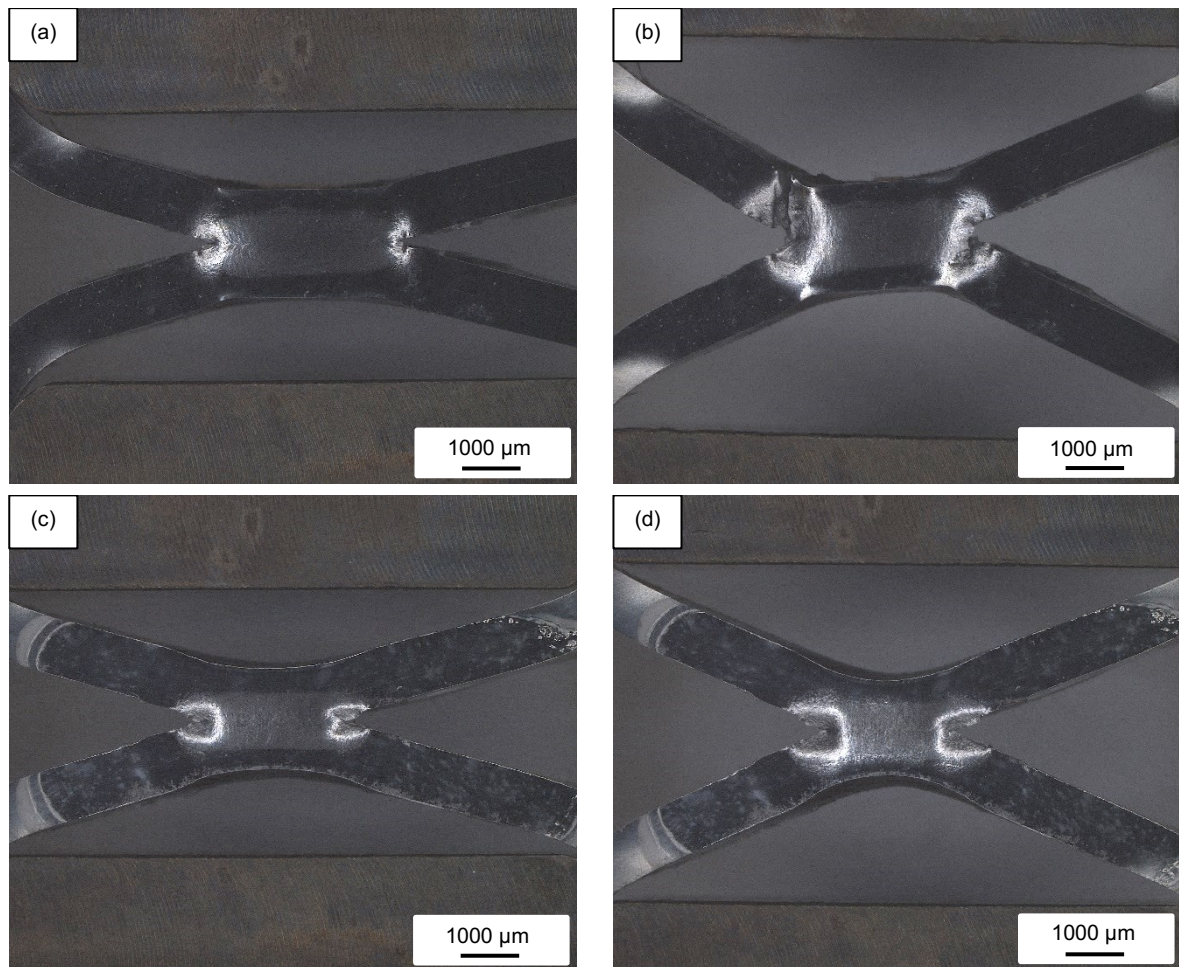


Abbildung 31: (a) Probe T15 während einer Belastung von 2000 N. (b) Eine Belastung von 2500 N führte zum Versagen von Probe T15. Die hellen Bereiche deuten auf große Verformung hin. Probe T16 zeigte bei (c) 2000 N und (d) 2500 N große Verformung, es kam aber noch nicht zum Versagen der Probe.

Die Probe T16 versagte schlussendlich bei einer Maximalkraft von 3016 N infolge der starken Verformung. Abbildung 32 zeigt eine Übersichtsaufnahme der stark verformten Probe T16, nachdem sie mit 3016 N belastet wurde. Die Verformung ragte bis ins Schweißnugget und führte schlussendlich zum Versagen der Probe. Der Bruch verlief durch die WEZ. Auffällig ist die sehr große Aufweitung der beiden Bleche infolge des duktilen Verhaltens der Probe.

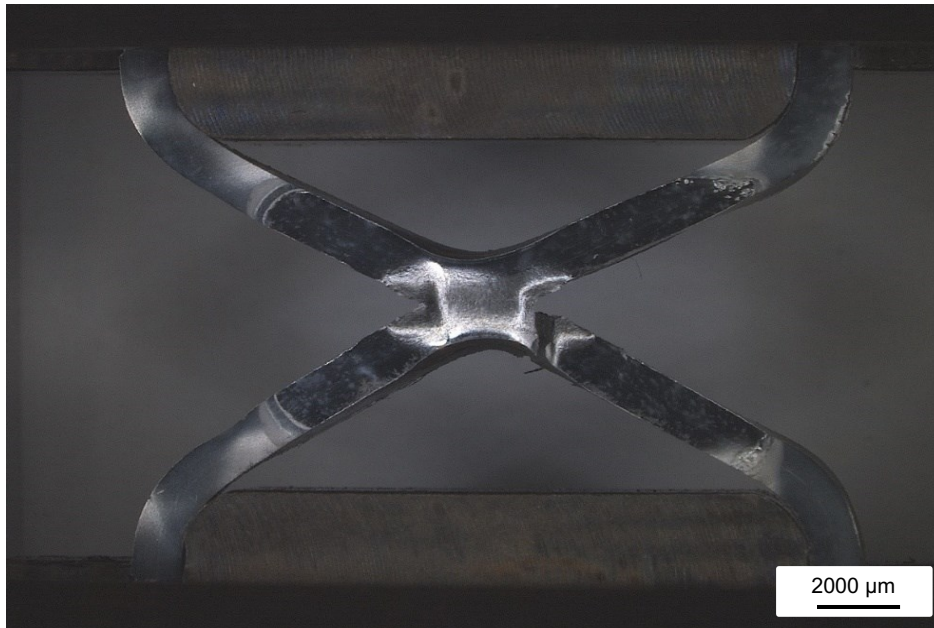


Abbildung 32: Probe T16 mit starker Verformung nach einer Kraftwirkung von 3016 N.

4.4 Ergebnisse der makroskopischen Versuche

Die Ergebnisse aus diesem Unterkapitel wurden aus Kopfzugprüfungen, die bei der voestalpine Stahl Linz GmbH durchgeführt wurden, ermittelt. Es wurden von jedem Schweißkonzept zehn Proben geprüft. Die Schweißparameter waren dieselben, wie die der Proben in Kapitel 3.1. Mit den Ergebnissen aus den Kopfzugprüfungen der drei verschiedenen Schweißkonzepte soll ein qualitativer Vergleich zu jenen der neu entwickelten Prüfmethode erstellt werden.

4.4.1 Kopfzugprüfung der Einzelimpulsproben

In Tabelle 12 sind die Maximallast bzw. der Ausknöpfungsteil der zehn getesteten Einzelimpulsproben zu sehen. Der Mittelwert des Ausknöpfungsteils ist 30 ± 13 %. Die durchschnittliche Maximalkraft bei Bruch war $3,97 \pm 0,46$ kN.

Tabelle 12: Ergebnisse aus den Kopfzugprüfungen der Einzelimpulsproben.

Probennummer	F_{max} [kN]	Ausknöpfungsteil [%]
21	4,90	36,46
22	3,90	33,95
23	4,30	51,39
24	4,20	38,89
25	3,80	9,51
26	4,40	49,09
27	3,50	26,08
28	3,30	19,96
29	3,60	23,90
30	3,80	15,30

4.4.2 Kopfzugprüfung der Rekristallisationsimpulsproben

Der Mittelwert des Ausknöpfungsteils der zehn getesteten Rxx-Impulsproben betrug 72 ± 15 %, siehe Tabelle 13. Die durchschnittliche Belastung beim Bruch der Proben war $7,05 \pm 0,60$ kN.

Tabelle 13: Ergebnisse aus den Kopfzugprüfungen der Rxx-Impulsproben.

Probennummer	F_{max} [kN]	Ausknöpfungsteil [%]
21	6,40	79,67
22	6,60	75,69
23	6,60	82,12
24	6,30	83,52
25	6,60	78,39
26	7,90	57,29
27	7,60	37,76
28	7,10	89,58
29	8,00	72,27
30	7,40	62,50

4.4.3 Kopfzugprüfung der Anlassimpulsproben

In Tabelle 14 sind die Ergebnisse der Kopfzugprüfungen der Anlassimpulsproben angeführt. Der durchschnittliche Ausknöpfanteil der zehn getesteten Proben lag bei $56\pm 19\%$. Die durchschnittliche Maximalkraft beim Versagen betrug $8,3\pm 0,48$ kN.

Tabelle 14: Ergebnisse aus den Kopfzugprüfungen der Anlassimpulsproben.

Probennummer	F_{max} [kN]	Ausknöpfanteil [%]
21	8,90	47,22
22	7,80	74,65
23	8,10	44,44
24	8,10	47,22
25	7,50	34,72
26	8,00	42,53
27	9,10	33,98
28	8,70	82,12
29	8,30	60,50
30	8,50	87,85

5 Diskussion

5.1 Beurteilung der Probenherstellung

Mithilfe von REM-Aufnahmen und EBSD-Scans wurde gezeigt, dass es durch die Probenformgebung zu keiner Vorschädigung der Probe gekommen ist. Auf den REM-Aufnahmen ist zu sehen, dass es sowohl durch Biegen in die Probenendform als auch durch das Vorspannen mit 2 kN nicht zu einer Aufweitung bzw. Veränderung entlang des Fügespalts gekommen ist. Auch mit EBSD wurde anhand von IPF und KAM bestätigt, dass es durch die Probenformgebung und -vorspannung zu keiner Kornrotation oder Deformation am Fügespalt gekommen ist.

Die Ergebnisse der Prüfungen zeigten, dass die außermittige Art der Schnittführung reproduzierbarere Ergebnisse liefert als die mittige. Bei den mittigen Proben lag die Abweichung der Werte bei 22 % für die Einzelimpuls- bzw. 8 % für die Rxx-Impulsproben. Im Gegensatz dazu wiesen die Proben mit außermittiger Schnittführung nur eine Abweichung von 9 % (Einzelimpuls) und 11 % (Rxx-Impuls) auf. Zudem war das Schädigungsverhalten bei allen getesteten Proben mit außermittiger Schnittführung vergleichbar, während die mittigen Einzelimpulsproben zwei unterschiedliche Schädigungsverläufe aufwiesen. Mögliche Schwankungen durch unterschiedliche Probendicken und nicht exakt gleiche Schnittführung durch den Schweißpunkt sind jedoch nicht auszuschließen.

5.2 Vergleich der drei Schweißkonzepte

Die Schweißbarkeit von Stählen der dritten Generation AHSS ist begrenzt. Durch die schnellen Abkühlzeiten beim WPS und dem relativ hohen Legierungsgehalt bildet sich bei Verschweißung mit konventionellem Einzelimpuls eine sprödes martensitisches Schweißnugget [36,37]. Der Spalt in der Fügeebene der beiden Bleche ist vielfach Ausgangspunkt der Schädigung und bedarf somit besonderer Beachtung. Die im Zuge dieser Masterarbeit mithilfe der neuen Prüfmethode geprüften Einzelimpulsproben bestätigten die eingeschränkte Schweißbarkeit der TBF-Bleche. Die Schädigung verlief bei allen getesteten Proben ausgehend vom Fügespalt und verlief bei 73 % der Proben durch das Schweißnugget. Ein solches Schädigungsverhalten resultiert, wie auch in der Literatur beschrieben [46], in unzureichenden mechanischen Eigenschaften. Die durchschnittliche Maximallast der Einzelimpuls-Proben lag bei 1340 N (mittige Schnittführung) bzw. 1371 N (außermittige Schnittführung), siehe

Tabelle 6 und Tabelle 7. Sobald anfängliches Risswachstum erkennbar war, kam es sehr rasch zum Versagen der Probe durch schnelles Voranschreiten der Schädigung. In der Literatur gibt es zwei Ansätze zur Verbesserung einer AHSS-Punktschweißnaht durch eine in-situ WBH mit einem zweiten Schweißimpuls [1]. Das Konzept des Rxx-Impulses zielt auf eine Rekristallisation der dendritischen Struktur der äußeren FZ ab. Durch den Folgeimpuls können Spannungen am Rand der FZ verringert und die unterkritische WEZ erweicht werden [6]. Aus der Rekristallisation der äußeren FZ resultieren eine gröbere martensitische Mikrostruktur, gleichachsig dendritische ehemalige Austenitkorngrenzen und eine starke Steigerung der Anzahl an Großwinkelkorngrenzen wodurch sich eine große Festigkeitssteigerung ergibt [46]. Dadurch ist ein deutlich verbessertes Bruchverhalten bei Kopfzugprüfungen erreichbar [40,41].

Die Versuche mit der neuartigen Prüfmethode bestätigten diese Ergebnisse. Sowohl das Schädigungsverhalten als auch die Festigkeit konnten durch einen Rxx-Impuls deutlich verbessert werden. Der Riss ging vom Fügespalt aus und zweigte schlussendlich bei allen getesteten Proben in die WEZ der Schweißung ab. Es zeigten somit alle getesteten Proben das erwünschte Schädigungsverhalten. Das Risswachstum war bei Kräften von etwa 1300 N kaum erkennbar, um dann bei geringer Erhöhung sehr schnell voranzuschreiten, siehe Abbildung 30. Die Maximallast konnte durch den Rxx-Impuls auf 1864 N (mittige Schnittführung) bzw. 1663 N (außermittige Schnittführung) gesteigert werden, siehe Tabelle 8 und Tabelle 9. Somit konnte durch den zweiten Schweißimpuls eine Steigerung der Maximallast im Vergleich mit den Einzelimpulsproben von bis zu 39 % erzielt werden. Darüber hinaus wurde das schlechte Bruchverhalten durch die Fügezone der Einzelimpulsproben stark verbessert. Während bei den Einzelimpulsproben nur drei von insgesamt elf Proben Risswachstum in der WEZ zeigten, konnten alle neun Rxx-Impulsproben dieses bevorzugte Schädigungsverhalten aufweisen. Im Zuge der Prüfung kam es bei den Rxx-Impulsproben zu einer etwas größeren Aufweitung der beiden Bleche als bei den Einzelimpulsproben und daraus folgend auch zu einer größeren Verformung. Abbildung 33 zeigt eine graphische Darstellung der durchschnittlichen Maximalkräfte beim Versagen. Die deutliche Erhöhung der Maximalkraft von Rxx-Impulsproben zu Einzelimpulsproben ist klar ersichtlich.

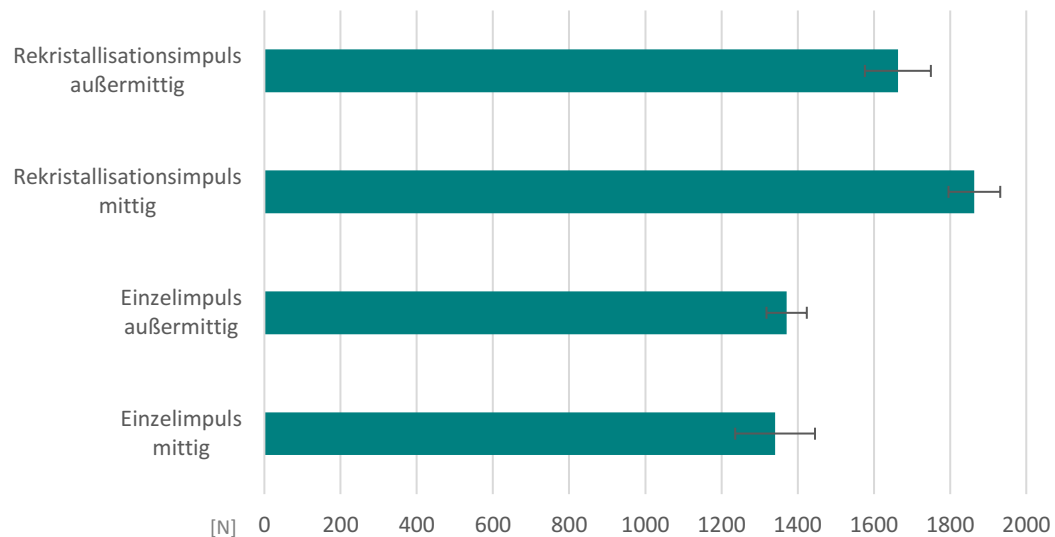


Abbildung 33: Vergleich der Ergebnisse aus den Prüfungen von Einzelimpuls- und Rxx-Impulsproben beider Schnittführungsarten. Durch einen Rxx-Impuls ist eine Festigkeitssteigerung von bis zu 39 % erzielbar.

Das zweite Konzept, die Qualität einer Schweißung durch einen Folgeimpuls zu verbessern, bezeichnet man als Anlassimpuls. Dieses Konzept basiert auf dem Anlassen und somit deutlichen Erweichen der martensitischen FZ und Teilbereichen der WEZ durch einen zweiten Impuls, welcher nach 1000 ms Pausenzeit mit einer geringeren Stromstärke folgt. Durch Auswahl geeigneter Parameter ist es möglich, die Härte der FZ durch den Folgeimpuls auf eine ähnliche Härte des Grundmaterials herabzusetzen, jedoch die WEZ nicht zu stark zu erweichen. Der zweite Impuls muss stark genug sein, um ein Anlassen der FZ zu ermöglichen, darf jedoch nicht zu einer Reaustenitisierung der FZ und unerwünschtem übermäßigem Anlassen der WEZ führen [46]. Der Anlassimpuls steigert somit die Duktilität der Schweißverbindung [42,43].

Die Untersuchung von Anlassimpulsproben mithilfe der neuartigen Prüfung zeigte, dass sowohl Festigkeit als auch Duktilität der Schweißung, wie in der Literatur beschrieben [42,43,46], im Vergleich zu Einzelimpulsproben deutlich gesteigert werden konnten. Eine Maximallast von 2008 N (mittige Schnittführung) bzw. 2758 N (außermittige Schnittführung) führte zum Versagen der Proben, welches infolge der starken Verformung der Schweißung ausgelöst wurde. In Abbildung 34 ist die Anlassimpuls-Probe T15 während einer Belastung von 2400 N zu sehen. Die Verformung, ausgehend vom Fügeseit, reichte bis ins Schweißnugget und führte bei einer weiteren Erhöhung der Belastung im Bereich der WEZ zum Bruch. Die hellen Bereiche markieren Zonen mit großer Verformung. Dieses Verhalten deutet auf eine gesteigerte Duktilität des Schweißnuggets hin.

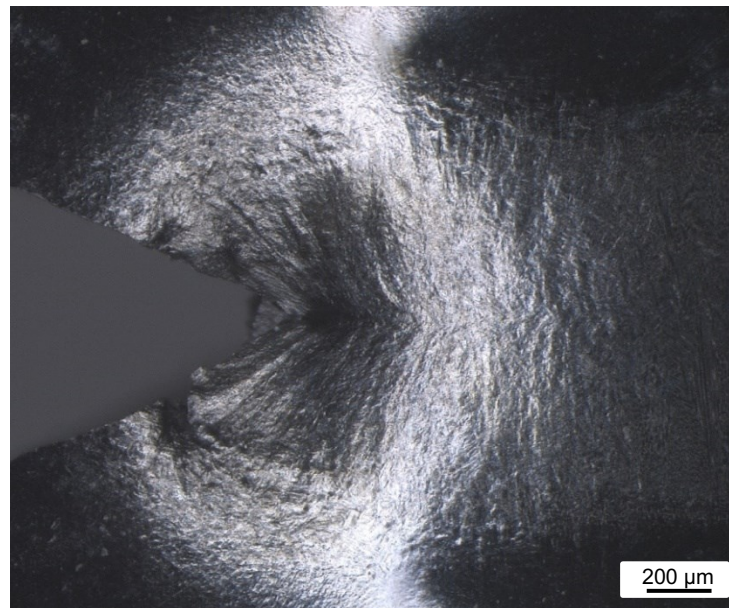


Abbildung 34: Gesteigerte Duktilität der Schweißverbindung durch den Anlassimpuls, hier gezeigt an Probe T15 während einer Belastung von 2400 N. Die hellen Bereiche deuten auf Zonen mit besonders großer Verformung hin.

Abbildung 35 zeigt die maximale Kraft beim Versagen für die zwei Schnittführungsarten von Einzelimpuls- und Anlassimpulsproben. Da der Fokus dieser Masterarbeit auf dem Vergleich von Einzelimpuls- und Rxx-Impulsproben lag, wurden nur wenige Anlassimpulsproben getestet. Durch den Anlassimpuls ließ sich die Maximallast im Vergleich zum Einzelimpuls nahezu verdoppeln. Die starken Schwankungen innerhalb der Maximalkraftwerte der Anlassimpulsproben könnten durch leicht unterschiedliche Probendicken bzw. der nicht immer exakt gleichen Schnittführung innerhalb des Schweißpunkts erklärbar sein.

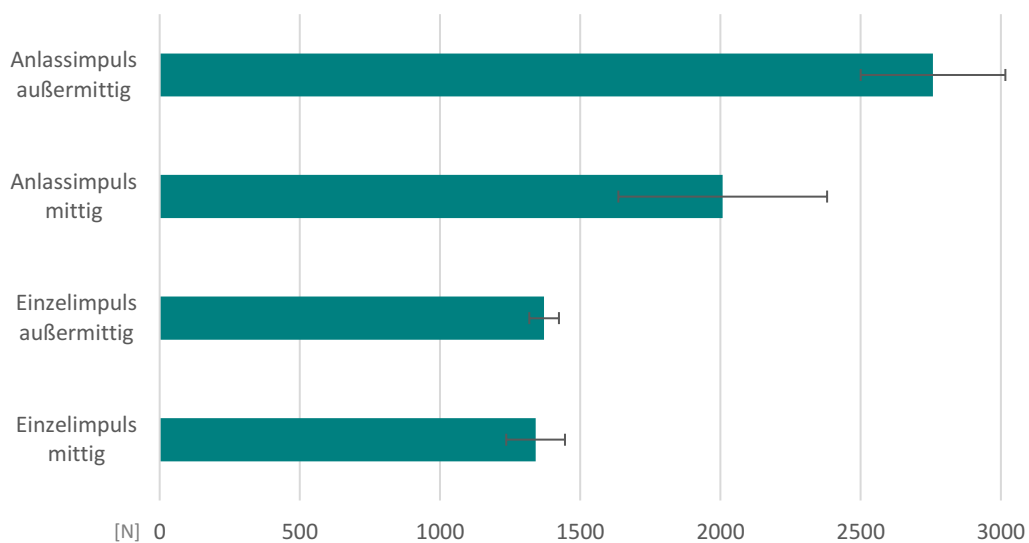


Abbildung 35: Vergleich der Ergebnisse aus den Prüfungen von Einzelimpuls- und Anlassimpulsproben beider Schnittführungsarten. Daraus ist eine deutliche Festigkeitssteigerung der Anlassimpulsproben verglichen mit den Einzelimpulsproben zu erkennen.

5.3 Vergleich der neuartigen Prüfung mit der makroskopischen Prüfung

Die Ergebnisse der Kopfzugprüfungen der drei verschiedenen Schweißkonzepte ergaben, dass die Festigkeit von AHSS der dritten Generation durch einen Rxx-Impuls im Vergleich zu einem Einzelimpuls um durchschnittlich 77 % gesteigert werden konnte. Ein Anlassimpuls erzielt eine Steigerung auf mehr als das Doppelte der Maximallast von Einzelimpulsproben.

Ein sehr ähnlicher Trend zeigte sich bei den Ergebnissen der neu entwickelten Prüfmethode. Auch hier konnte durch den zweiten Schweißimpuls, den Rxx-Impuls, eine Steigerung der Maximallast erreicht werden. Der Anlassimpuls führte zu einer noch ausgeprägteren Erhöhung der Maximallast. Abbildung 36 zeigt eine graphische Gegenüberstellung der Ergebnisse der beiden miteinander verglichenen Prüfmethoden. Die stark abweichenden Größenordnungen der Maximallasten von Kopfzugprüfung und der neuartigen Prüfmethode liegen an den unterschiedlichen Schweißnugget-Querschnitten. Während bei der Kopfzugprüfung der volle Querschnitt der Schweißverbindung mit einem Durchmesser von 4,8 mm geprüft wurde, wurde bei der neu entwickelten Prüfmethode nur ein etwa 2,3 mm breiter Streifen geprüft.

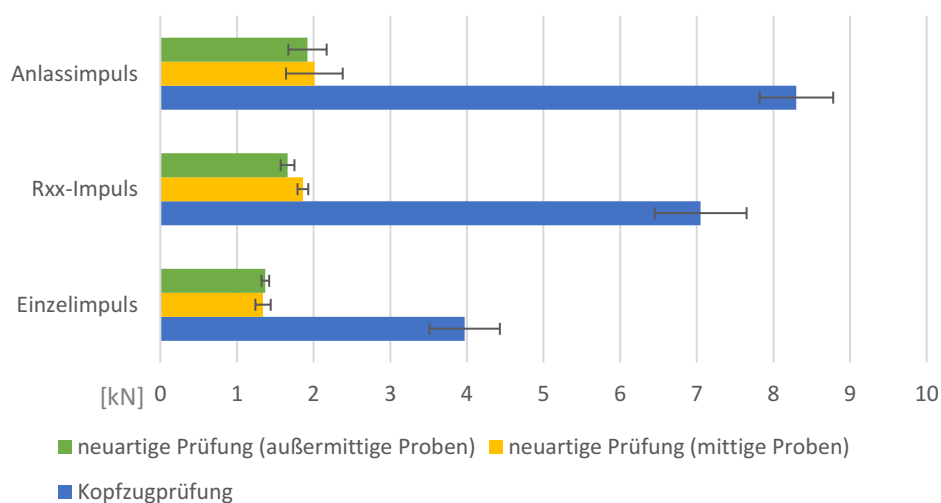


Abbildung 36: Gegenüberstellung der durchschnittlichen Maximallast der drei Schweißkonzepte, ermittelt durch Kopfzugprüfungen und mithilfe der neuartigen Prüfung. Der Trend beider Prüfmethoden ist derselbe: Durch einen Rxx-Impuls kann im Vergleich zum Einzelimpuls eine Steigerung der Maximallast erzielt werden, welche durch einen Anlassimpuls nochmals erhöht werden kann.

Auch in Bezug auf den Bruchcharakter besteht eine Vergleichbarkeit der beiden Prüfmethoden. In Abbildung 37 ist eine graphische Darstellung des Ausknöpfanteils bei Kopfzugprüfungen für die drei getesteten Schweißkonzepte und des Anteils an

WEZ-Risswachstum bei der neuartigen Prüfung ersichtlich. Ein Bruch mit einem hohen Ausknöpfungsteil bei Kopfzugprüfungen ist mit einem Risswachstum in der WEZ bei der neuartigen Prüfmethode vergleichbar. Risswachstum durch das Schweißnugget kann mit dem Versagensmodus PIF der Kopfzugprüfung, also einem Bruch mit geringem Ausknöpfungsteil verglichen werden. Während der Ausknöpfungsteil bei Einzelimpulsproben nur 30 % beträgt, konnte er durch einen Rxx-Impuls auf 72 % erhöht werden. Der Anlassimpuls führt zu einem Ausknöpfungsteil von 56 %. Im Vergleich dazu beträgt der WEZ-Risswachstumsanteil bei der neuartigen Prüfung für Einzelimpulsproben 27 %. Sowohl durch einen Rxx-Impuls als auch durch einen Anlassimpuls konnte der WEZ-Risswachstumsanteil auf annähernd 100 % erhöht werden. Somit ergibt sich für beide Prüfmethoden derselbe Trend – nämlich, dass sich durch einen Folgeimpuls das Schädigungsverhalten von widerstandspunktgeschweißten AHSS deutlich verbessern lässt.

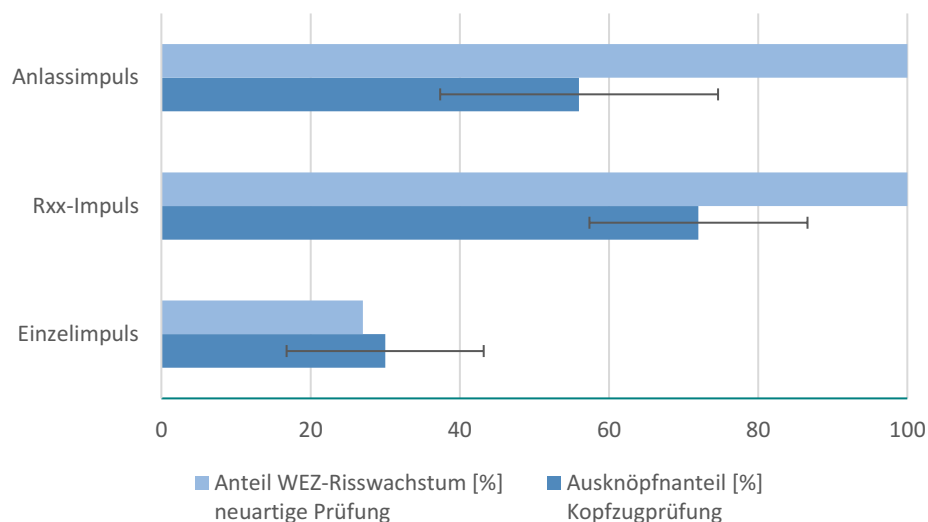


Abbildung 37: Gegenüberstellung des Ausknöpfungsteils bei der Kopfzugprüfung mit der Art des Risswachstums bei der neuartigen Prüfung. Die grünen Balken geben Auskunft über den Ausknöpfungsteil der verschiedenen Schweißkonzepte bei der Kopfzugprüfung. Die blauen Balken zeigen den Anteil des WEZ-Risswachstums, welches mit dem Ausknöpfungsteil vergleichbar ist.

5.4 Vergleich mit anderen in-situ Prüfmethoden

In-situ Prüfungen liefern wertvolle Einblicke in das Schädigungsverhalten punktgeschweißter AHSS und helfen Verständnis für die im Material ablaufenden Schädigungsabläufe aufzubauen, um damit in Zukunft Schweißparameter, Mikrostruktur und Eigenschaften zu optimieren.

Sawanishi et al. [49] und Payen et al. [45] führten ebenfalls in-situ Versuche an punktgeschweißten AHSS durch. In der von Sawanishi et al. [49] entwickelten

Prüfmethode wurden die Proben mit einer Drahtschneidemaschine laut der schematischen Darstellung, gezeigt in Abbildung 38 (a), angefertigt. Die Proben wurden präpariert und mit kaltgesättigter Pikrinsäure bzw. Nitallösung geätzt. Um die mechanischen Eigenschaften der Punktschweißungen zu bewerten, wurden Kopfzugversuche durchgeführt. Anschließend wurden die Proben Reißtests unterzogen, wobei nur eine Seite des Fügespalts, siehe Abbildung 38 (b), geprüft wurde und dabei die Schädigung in-situ im Lichtmikroskop charakterisiert. Mit Hilfe dieser Prüfmethode wurde das Schädigungsverhalten von DP-Stählen, hergestellt durch einen Einzel- oder Rxx-Impuls untersucht [49].

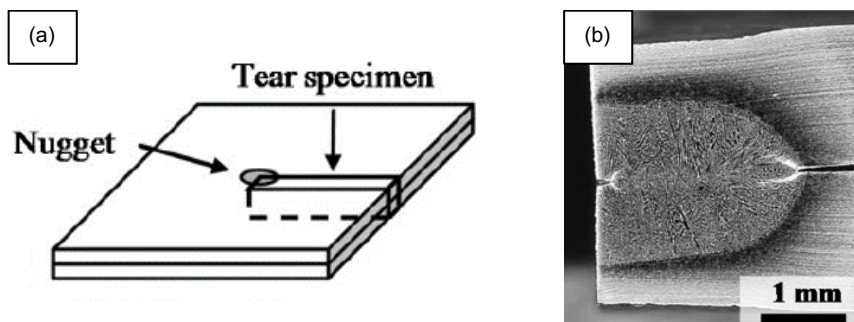


Abbildung 38: (a) Schematische Darstellung der Schnittführung zur Herstellung der Proben und (b) Einzelimpulsprobe mit Risswachstum ins Schweißnugget bei der Prüfmethode nach Sawanishi et al. [49].

Die Prüfmethode von Payen et al. [45] zielt ebenfalls auf die Prüfung von punktgeschweißten Dualphasenstählen ab. In dieser Arbeit wurde eine Prüfmethode, bezeichnet als Keilversuch, entwickelt und in-situ im REM durchgeführt. Dabei wurde die Belastung zuerst mit Methoden der finiten Elemente simuliert und die Proben anschließend im REM geprüft. Als Referenz wurden zudem Kopfzugprüfungen simuliert. Die Proben wurden maschinell präpariert und anschließend mit kaltgesättigter Pikrinsäure und Nitallösung geätzt. Der verwendete Keil für die Versuche, mit dem die Bleche auseinandergedrückt wurden, wies einen Winkel von $73,7^\circ$ auf. Bei den Keilversuchen wurden Versuche mit entweder zwei Keilen, um beide Seiten der Fügeebene zu testen, oder nur einem Keil durchgeführt. Abbildung 39 zeigt die Simulation des Spannungsfeldes unter Mode I Belastung bei den Keilversuchen mit nur einem Keil nach 10 mm Keilhub. Die höchsten Spannungen treten im Bereich des Fügespalts auf [45].

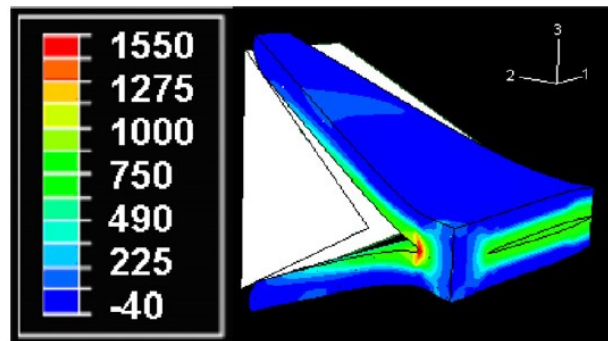


Abbildung 39: Spannungsfeld in MPa unter Mode I Belastung nach 10 mm Keilhub bei der Prüfung nach Payen et al. [45].

Mit der im Zuge dieser Masterarbeit entwickelten neuen Prüfmethode konnte das Schädigungsverhalten von punktgeschweißten TBF-Stählen untersucht werden. Die Versuche haben gezeigt, dass das Verhalten des makroskopischen Versuchs sehr gut nachgestellt werden konnte und mit Hilfe der neuen Prüfmethode reproduzierbare Ergebnisse ermittelt werden konnten. Es wurde gezeigt, dass das Bruchverhalten und die Festigkeit von TBF-Stählen durch eine in-situ Wärmebehandlung deutlich verbessert werden konnten. Abbildung 40 zeigt den Prototypen der Prüfvorrichtung, welcher bereits für in-situ Zugversuche und EBSD im REM im Rahmen einer Kooperation mit der Universität Sydney, Australien eingesetzt wurde. Mit der neuen, verbesserten Prüfvorrichtung sollen weiterführende in-situ Messungen durchgeführt werden, um tieferes Verständnis für die Schädigungsabläufe im Material gewinnen zu können.

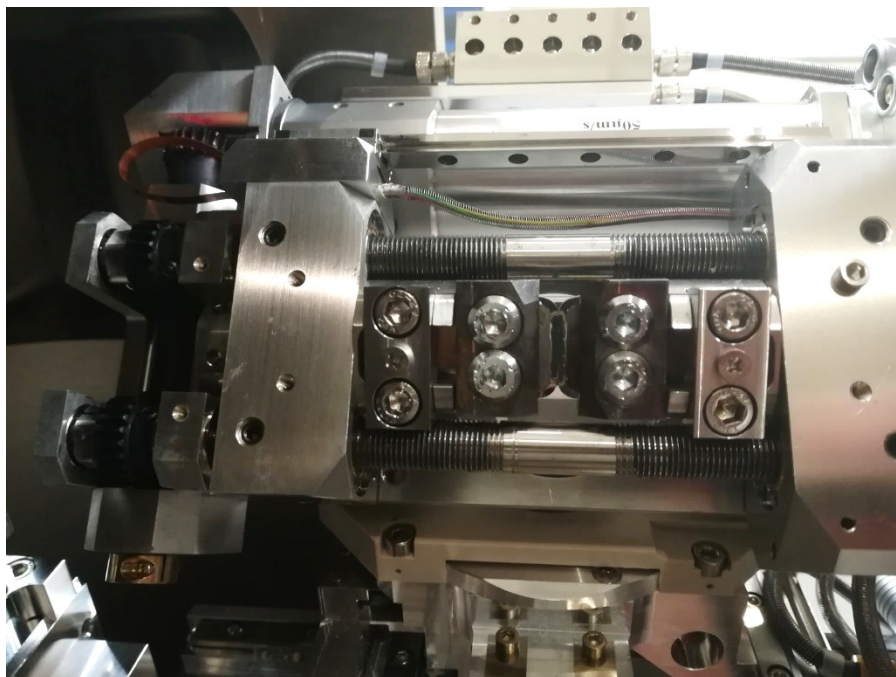


Abbildung 40: Prototyp der entwickelten Prüfvorrichtung eingebaut in eine Zugvorrichtung in der REM-Kammer an der Universität Sydney, Australien.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Zielsetzung dieser Masterarbeit war es, das Schädigungsverhalten von widerstandspunktgeschweißten Blechen aus karbidfreiem Bainit mithilfe einer neuartigen Prüfung und einer eigens dafür gebauten Vorrichtung für unterbrochene Zugversuche auf seine Reproduzierbarkeit zu testen. Im ersten Schritt der Masterarbeit musste eine geeignete Schnittführung zur Herstellung der Proben und eine Präparationsmethode gefunden und ein reproduzierbarer Prüfablauf etabliert werden. In weiterer Folge wurden die beiden Schweißkonzepte, Einzel- und Rekristallisationsimpuls, hinsichtlich ihres Schädigungsverhaltens verglichen. Zur besseren Vergleichbarkeit wurden zusätzlich Anlassimpulsproben getestet.

Beim Vergleich zweier Einbettmassen zeigte sich, dass das Kalteinbettmittel Technovit 5071 aufgrund seiner Auflösbarkeit in Azeton sehr gut geeignet ist. Hiermit lassen sich die filigranen Proben maschinell präparieren und anschließend ohne jegliche Deformation aus der Einbettmasse herauslösen. Um die Probenoberfläche von der restlichen, durch die mechanische Präparation eingebrachten, Verformung zu befreien, ist die elektrolytische Politur ideal geeignet. Ein besonderes Augenmerk liegt hierbei auf der sorgfältigen Reinigung der Proben mit Ethanol, um mögliche Korrosion zu vermeiden. Die anschließende Charakterisierung im Rasterelektronenmikroskop sowie durch Elektronenrückstreubeugung zeigten, dass es durch die Probenformgebung zu keiner Vorschädigung entlang des Fügespalt es kommt. Um die Schweißlinse auf späteren stereomikroskopischen Aufnahmen sichtbar zu machen, wurden die Proben mit Pikrinsäure geätzt.

Die Versuche mit der neuartigen Prüfvorrichtung zeigen, dass das Schädigungsverhalten durch einen zweiten Schweißimpuls deutlich verbessert werden kann. Durch den Rekristallisationsimpuls kann die Festigkeit der Schweißverbindung erhöht und das Bruchverhalten verbessert werden, während der Anlassimpuls zu einer deutlichen Erhöhung der Duktilität und dadurch ebenfalls besserem Schädigungsverhalten führt. Bei der Probenherstellung wurde zwischen Proben mit Schnittführung mittig bzw. außermittig durch die Schweißlinse unterschieden. Mit letzterer konnten reproduzierbarere Ergebnisse in Bezug auf die Festigkeitswerte sowie das Bruchverhalten erzielt werden. Die Ergebnisse der Masterarbeit zeigten, dass das makroskopische Verhalten damit nachgestellt werden konnte. Auf Basis der Ergebnisse dieser Masterarbeit wird in weiterer Folge im Rahmen einer Bachelorarbeit mit Methoden der finiten Elemente ein Vergleich der Spannungs- und Dehnungsverteilung der Kopfzugprüfung und der neu entwickelten Prüfmethode simuliert.

Um den Schädigungsverlauf von punktgeschweißten AHSS im Detail beobachten zu können, wird die neue Prüfmethode künftig im Rahmen einer Kooperation mit der Universität Sydney, Australien eingesetzt. Damit können wichtige Erkenntnisse zur Optimierung der Zusammenhänge von Schweißparameter, Mikrostruktur und Eigenschaften von verschiedensten punktgeschweißten Stahlsorten gewonnen werden

7 Literaturverzeichnis

- [1] M. Stadler, M. Gruber, R. Schnitzer, C. Hofer, Microstructural characterization of a double pulse resistance spot welded 1200 MPa TBF steel, *Welding in the World* 64 (2020) 335–343. <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00835-9>.
- [2] D.K. Matlock, J.G. Speer, Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts, *Microstructure and Texture in Steels* (2009) 185–205. https://doi.org/10.1007/978-1-84882-454-6_11.
- [3] C. Hofer, H. Leitner, F. Winkelhofer, H. Clemens, S. Primig, Structural characterization of “carbide-free” bainite in a Fe–0.2C–1.5Si–2.5Mn steel, *Materials Characterization* 102 (2015) 85–91. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.02.020>.
- [4] M. Pouranvari, S.P.H. Marashi, Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties, *Science and Technology of Welding and Joining* 18 (2013) 361–403. <https://doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000120>.
- [5] M. Amirthalingam, E.M. van der Aa, C. Kwakernaak, M.J. M. Hermans, I.M. Richardson, Elemental segregation during resistance spot welding of boron containing advanced high strength steels, *Welding in the World* 59 (2015) 743–755. <https://doi.org/10.1007/s40194-015-0250-3>.
- [6] A. Chabok, E. van der Aa, J.T.M. de Hosson, Y.T. Pei, Mechanical behavior and failure mechanism of resistance spot welded DP1000 dual phase steel, *Materials & Design* 124 (2017) 171–182. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.03.070>.
- [7] N. Fonstein, *Advanced high strength sheet steels*, Springer International Publishing, Cham, 2015.
- [8] R. Kuziak, R. Kawalla, S. Wängler, Advanced high strength steels for automotive industry, *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 8 (2008) 103–117. [https://doi.org/10.1016/S1644-9665\(12\)60197-6](https://doi.org/10.1016/S1644-9665(12)60197-6).
- [9] D.K. Matlock, J.G. Speer (Eds.), *Design considerations for the next generation of advanced high strength sheet steels*, Korean Institute of Metals and Materials, Seoul, South Korea, 2006.
- [10] C. Lesch, N. Kwiaton, F.B. Klose, Advanced high strength steels (AHSS) for automotive applications – Tailored properties by smart microstructural adjustments, *Steel Research International* 88 (2017) 1700210. <https://doi.org/10.1002/srin.201700210>.
- [11] S. Keeler, Kimchi, Menachem, Mooney, P, *Advanced high-strength steels application guidelines*, WorldAutoSteel Version 6.0 (2017).
- [12] E. Billur, T. Altan, Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part I, *Stamping Journal* November/Dezember (2013) pp.16-17.

- [13] J. Zhao, Z. Jiang, Thermomechanical processing of advanced high strength steels, *Progress in Materials Science* 94 (2018) 174–242.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.01.006>.
- [14] E. Billur, J. Dykeman, T. Altan, Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part II, *Stamping Journal* Jänner/Februar (2014) pp.12-13.
- [15] M. Takahashi, Development of high strength steels for automobiles, *Nippon Steel Technical Report* (2003) pp. 2-6.
- [16] B. Engl, Advanced High-Strength Sheet Steels With High Manganese Contents, *Steel Grips - Journal of Steel and Related Materials* 9 (2011) pp. 251-258.
- [17] E. Billur, T. Altan, Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part III, *Stamping Journal* März/April (2014) pp.12-13.
- [18] N. Nikolei, T. Rieger, W. Bleck, E. Schenuit, Prüfung der mechanischen Eigenschaften von "Quenching und Partitioning"-Gefügen mit berührungsloser Dehnungsmessung, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 43 (2012) 950–956. <https://doi.org/10.1002/mawe.201200935>.
- [19] J.G. Speer, F.C.R. Assunção, D.K. Matlock, D.V. Edmonds, The "quenching and partitioning" process: background and recent progress, *Materials Research* 8 (2005) 417–423. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392005000400010>.
- [20] S. Ebner, C. Suppan, R. Schnitzer, C. Hofer, Microstructure and mechanical properties of a low C steel subjected to bainitic or quenching and partitioning heat treatments, *Materials Science and Engineering: A* 735 (2018) 1–9.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.08.026>.
- [21] S. Ebner, R. Schnitzer, C. Suppan, A. Stark, H. Liu, C. Hofer, Characterization of carbides in Q&P steels using a combination of high-resolution methods, *Materials Characterization* 163 (2020) 110242.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110242>.
- [22] C. Hofer, F. Winkelhofer, H. Clemens, S. Primig, Morphology change of retained austenite during austempering of carbide-free bainitic steel, *Materials Science and Engineering: A* 664 (2016) 236–246.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.005>.
- [23] T. Hojo, R. Kikuchi, H. Waki, F. Nishimura, Y. Ukai, E. Akiyama, Effect of strain rate on the hydrogen embrittlement property of ultra high-strength low alloy TRIP-aided steel, *ISIJ International* 58 (2018) 751–759.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-576>.
- [24] N.D. Nam, T.P. Dong, T.T. Nam, N.H. Hai, P.M. Khanh, Influence of the deformation on the microstructure and mechanical properties of TBF Steel, *Journal of the Korean Society for Precision Engineering* 37 (2020) 595–600.
<https://doi.org/10.7736/JKSPE.019.054>.

- [25] A. Pichler, Vorlesung: Stähle der Automobilindustrie, 2019.
- [26] H.K.D.H. Bhadeshia, J.W. Christian, Bainite in steels, *Metallurgical Transactions A* 21 (1990) 767–797. <https://doi.org/10.1007/BF02656561>.
- [27] H.K.D.H. Bhadeshia, D.V. Edmonds, The mechanism of bainite formation in steels, *Acta Metallurgica* 28 (1980) 1265–1273. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(80\)90082-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(80)90082-6).
- [28] C. Hofer, H. Leitner, F. Winkelhofer, H. Clemens, S. Primig, Structural characterization of “carbide-free” bainite in a Fe–0.2C–1.5Si–2.5Mn steel, *Materials Characterization* 102 (2015) 85–91. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.02.020>.
- [29] C. Hofer, S. Primig, H. Clemens, F. Winkelhofer, R. Schnitzer, Influence of heat treatment on microstructure stability and mechanical properties of a carbide-free bainitic steel, *Advanced Engineering Materials* 19 (2017) 1600658. <https://doi.org/10.1002/adem.201600658>.
- [30] A. Grajcar, R. Kuziak, W. Zalecki, Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry, *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 12 (2012) 334–341. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2012.06.011>.
- [31] J. Han, Y.-K. Lee, The effects of the heating rate on the reverse transformation mechanism and the phase stability of reverted austenite in medium Mn steels, *Acta Materialia* 67 (2014) 354–361. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.12.038>.
- [32] Y.-K. Lee, J. Han, Current opinion in medium manganese steel, *Materials Science and Technology* 31 (2015) 843–856. <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000722>.
- [33] M. Pouranvari, S.P.H. Marashi, Failure mode transition in AHSS resistance spot welds. Part I. Controlling factors, *Materials Science and Engineering: A* 528 (2011) 8337–8343. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.08.017>.
- [34] U. Diltthey (Ed.), *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1: Schweiß- und Schneidtechnologien*, 3rd ed., Springer, Berlin, Heidelberg, New York, 2006.
- [35] N.T. Williams, J.D. Parker, Review of resistance spot welding of steel sheets Part 1 Modelling and control of weld nugget formation, *International Materials Reviews* 49 (2004) 45–75. <https://doi.org/10.1179/095066004225010523>.
- [36] N.J. Den Uijl, S. Smith, Resistance spot welding of advanced high strength steels for the automotive industry, 4th International Seminar on Advances in Resistance Welding, Wels, Austria (2006).
- [37] M. Pouranvari, S.P.H. Marashi, Key factors influencing mechanical performance of dual phase steel resistance spot welds, *Science and Technology of Welding*

- and Joining 15 (2010) 149–155.
<https://doi.org/10.1179/136217109X12590746472535>.
- [38] Y. Lu, A. Peer, T. Abke, M. Kimchi, W. Zhang, Subcritical heat affected zone softening in hot-stamped boron steel during resistance spot welding, *Materials & Design* 155 (2018) 170–184. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.067>.
- [39] M. Pouranvari, S. Sobhani, F. Goodarzi, Resistance spot welding of MS1200 martensitic advanced high strength steel: Microstructure-properties relationship, *Journal of Manufacturing Processes* 31 (2018) 867–874.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.01.009>.
- [40] P. Eftekharimilani, E.M. van der Aa, M.J.M. Hermans, I.M. Richardson, Microstructural characterisation of double pulse resistance spot welded advanced high strength steel, *Science and Technology of Welding and Joining* 22 (2017) 545–554. <https://doi.org/10.1080/13621718.2016.1274848>.
- [41] P. Eftekharimilani, E.M. van der Aa, M.J.M. Hermans, I.M. Richardson, The microstructural evolution and elemental distribution of a 3rd generation 1 GPa advanced high strength steel during double pulse resistance spot welding, *Welding in the World* 61 (2017) 691–701. <https://doi.org/10.1007/s40194-017-0459-4>.
- [42] W. Chuko, J. Gould, Development of appropriate resistance spot welding practice for transformation-hardened steels a repeatable and effective methodology for producing a temper diagram for different steels is demonstrated, *Welding Journal* 81.1 (2002) 1–7.
- [43] Shi, G., Westgate, S. A., Techniques for improving the weldability of TRIP steel using resistance spot welding, Paper for 1st International Conference of the High Strength Steel November (2005) pp. 1-13.
- [44] M. Shome, M. Tumuluru (Eds.), *Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS)*, Woodhead Publishing, 2015.
- [45] G.R. Payen, H. Klöcker, A. Lens, D.S. Wilkinson, J.D. Embury, Design of an in situ mechanical test for spot-welded joints, *Engineering Fracture Mechanics* 96 (2012) 528–538. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2012.09.002>.
- [46] M. Stadler, R. Schnitzer, M. Gruber, C. Hofer, Improving the mechanical performance of a resistance spot welded 1200 MPa TBF steel, *International Journal of Materials Research* (2020).
- [47] Struers, Stromdichte-Spannungskurve. <https://www.struers.com/de-DE/Knowledge/Electrolytic-preparation> (Zugriff 16 November 2020).
- [48] R. Esterl, M. Sonnleitner, M. Stadler, G. Wölger, R. Schnitzer, Microstructural characterization of ultra-high strength martensitic steels, *Practical Metallography* 55 (2018) 203–222. <https://doi.org/10.3139/147.110491>.

- [49] C. Sawanishi, T. Ogura, K. Taniguchi, R. Ikeda, K. Oi, K. Yasuda, A. Hirose, Mechanical properties and microstructures of resistance spot welded DP980 steel joints using pulsed current pattern, *Science and Technology of Welding and Joining* 19 (2014) 52–59. <https://doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000165>.