

Diplomarbeit

Einfluss der FSW-Schweißparameter auf die Mikrostruktur von Stahl DIN 1.4301

erstellt am

Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik

unter

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

Verfasst von

Christian Pfeiffer

betreut durch

Ass.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger

und

Dipl.-Ing. Dr.techn. Thomas Weinberger

Vorwort

Am Anfang dieser Arbeit möchte ich noch ein paar Worte des Dankes aussprechen.

Ein großer Dank geht an meine Freunde und Bekannte, die mich während meines Studiums immer unterstützt haben, meine zahllosen Fragen beantwortet haben und mir durch die gesamte Studienzeit geholfen haben.

Auch meiner Familie möchte ich von Herzen danken. Zu jedem Zeitpunkt meines Studiums und meiner Diplomarbeit konnte ich mich immer auf ihre Unterstützung, sei es nun finanzieller oder moralischer Natur, verlassen. Besonders meinem Bruder Gert danke ich von ganzem Herzen. Er stand mir während meiner Studienzeit immer zur Seite, auch wenn ich ihn mit meiner Fachsimpelei vielleicht das eine oder andere mal gelangweilt habe.

Ein großer Dank auch an Lukas Dörfel und Alexandra Lipfert fürs Korrekturlesen meiner Arbeit.

Außerdem gilt mein Dank dem gesamten Team des Institutes für Werkstoffkunde und Schweißtechnik, die mich den gesamten Weg durch meine Arbeit begleitet haben und besonders an Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch für die freundliche Aufnahme am Institut.

Weiters möchte ich mich bei Dr. DI Thomas Weinberger und Ass.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger für die ausgezeichnete Betreuung der Arbeit bedanken.

Großer Dank gebührt auch dem Laborteam des IWS die immer viel Geduld mit mir hatten und der gesamten Schweißgruppe des Instituts für Werkstoffkunde und Schweißtechnik für die großartige Unterstützung.

Christian Pfeiffer

Eidesstattliche Erklärung

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

Graz, am

.....

(Unterschrift)

Statutory Declaration

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

.....

date

.....

(signature)

Abstract

Für Aluminium und seine Legierungen ist Rührreibschweißen (Friction-stir-welding / FSW) bereits ein weit verbreiteter Schweißprozess. Im Gegensatz dazu befindet sich der FSW-Prozess für Stahl noch in der Entwicklung. Gründe dafür sind z.B. die teuren Werkzeuge, deren schneller Verschleiß und die geringe Schweißgeschwindigkeit. Die Weiterentwicklung des Prozesses für diesen Werkstoff macht das Verständnis der metallurgischen Vorgänge notwendig.

In dieser Arbeit wurden 4mm dicke Stahlplatten (DIN 1.4301) mit 2 verschiedenen, auf Wolframbasis gefertigten, Werkzeugen geschweißt. Die Schweißung wurde mit der so genannten „Stop-Action-Technik“ beendet und die Proben abgeschreckt. Während des Prozesses wurden die Temperaturen an der Blechoberseite, nahe der Schulter und an der Unterseite direkt unter dem Schweißzentrum gemessen. Weiters wurde eine spezielle „Low-Force-Schweißung“ mit einer Drehzahl von bis 1250 Umdrehungen pro Minute durchgeführt um die Möglichkeit einer Reduktion der Schweißkräfte und des Antriebsmomentes zu untersuchen. Im Anschluss wurde die Mikrostruktur analysiert und die Korngröße in den verschiedenen Bereichen gemessen.

Schlagwörter: FSW, Rührreibschweißen, Stahl, Stop-Action Technik, Mikrostruktur

Especially for aluminium and its alloys FSW (friction stir welding) has become an established welding process. In contrast FSW for steel is still in research. Some reasons are the high price and the accelerated wear of tools as well as the low welding speed for FSW of steel. For further development, it is necessary to understand the metallurgical changes during the welding process.

A 4mm thick stainless steel plate (DIN 1.4301) was welded with two different types of tool based on tungsten. At the end of the weld stop-action-technique was used and the sheet was quenched immediately to freeze metallurgical changes caused by slow cooling. During the process, the temperatures on the top surface near to the tool shoulder and bottom,

directly under the weld centre of the plate were measured. More over a special low force welding at 1250 RPM was performed to proof the possibility to reduce process forces and torque. Additionally the average grain size in the distinct regions was measured and the influences of the welding parameters on the microstructure were investigated.

Keywords: FSW, friction stir welding, steel, Stop action technique, microstructure

Inhaltsverzeichnis

Vorwort	II
Abstract	I
Inhaltsverzeichnis	III
1 Abkürzungsverzeichnis	VII
2 Einleitung	1
3 Aufgabenstellung	2
4 Literaturrecherche	3
4.1 Grundlagen des FSW-Prozess.....	3
4.2 FSW-Naht	6
4.2.1 Unbeeinflusster Grundwerkstoff.....	6
4.2.2 Wärmeeinflusszone (WEZ)	6
4.2.3 Thermomechanisch beeinflusste Zone (TMAZ).....	6
4.2.4 Rührzone (Nugget)	7
4.2.5 Auswurf	7
4.3 Schweißparameter	7
4.3.1 Drehzahl/Vorschub.....	7
4.3.2 Anpressdruck des Werkzeugs.....	9
4.3.2.1 Kraft-/Wegsteuerung	9
4.3.3 Geometrie des Werkzeugs	9
4.3.4 Geometrie der Fügekante	12
4.4 Materialfluß während der Schweißung	12
4.5 Industrieller Einsatz von FSW.....	14
4.6 Werkstoffe	15

4.6.1	FSW von Stahl.....	15
4.6.2	Arten von nichtrostenden Stählen	17
4.6.3	Ferritische nichtrostende Stähle	17
4.6.4	Martensitische nichtrostende Stähle	18
4.6.5	Austenitische nichtrostende Stähle am Beispiel von X5CrNi 18-10 (1.4301)	18
4.6.6	Austenitisch – ferritische nichtrostende Stähle (Duplex-Stähle).....	22
4.7	Werkzeugmaterialien.....	23
4.7.1	Polykristallines kubisches Bornitrid (PCBN).....	23
4.7.2	Wolfram-Rhenium (WRe)	23
4.7.3	Hartmetalle am Beispiel Wolframcarbid in Kobaltmatrix (WC-Co)	23
4.7.3.1	Wolframcarbid in Kobaltmatrix	24
5	Anlagen an der TU-Graz	26
5.1	Friction Stir Welding Anlage MTS ISTIR BR4.....	26
5.1.1	Spanneinrichtungen	27
5.1.2	Wasserauffangbecken.....	28
5.1.3	Unterlage für Thermoelemente an der Unterseite	29
5.2	Rasterelektronenmikroskop.....	30
5.2.1	LEO 1450 VP	30
5.2.2	FEI Quanta 200 SEM	31
5.2.3	ZEISS Ultra 55	31
5.3	Mikrosonde	31
5.4	Härtemessung	32
6	Schweißversuche Friction Stir Welding.....	34
6.1	Versuchsaufbau.....	34
6.2	Temperaturmessung.....	35
6.3	Verwendeter Werkstoff	36

6.3.1	Einschlüsse	37
6.4	Werkzeuge	38
6.4.1	WC-Co Werkzeug.....	38
6.4.2	WRe Werkzeug.....	39
6.5	Parameterfenster WC-Co Werkzeug.....	39
6.5.1	Schweißung ohne Pin	40
6.6	Parameterfenster WRe Werkzeug	40
6.6.1	Low-Force-Welding	40
6.7	Schweißplan	41
7	Proben und Analyse	43
7.1	Probenentnahme	43
7.2	Verwendete Analyseverfahren	44
7.2.1	Metallographische Untersuchung	44
7.2.2	Korngrößenvermessung	45
7.2.3	REM/EDX Untersuchungen.....	45
7.2.4	Mikrosonde/WDX Untersuchungen	46
7.2.5	Härtemessung	46
8	Ergebnisse der Arbeit	47
8.1	Ergebnisse der Temperaturmessung und der Maschinendaten	47
8.1.1	Eingebrachte Energie	47
8.1.2	Konstante Drehzahl und steigender Vorschub.....	49
8.1.2.1	Temperatur an der Oberfläche der Probe	49
8.1.2.2	Temperatur an der Unterseite der Probe	51
8.1.3	Konstanter Vorschub und steigende Drehzahl.....	51
8.1.3.1	Temperatur an der Oberseite der Probe	52
8.1.3.2	Temperatur an der Unterseite der Probe	53

8.1.4	Schweißung ohne Pin	53
8.1.5	Schweißungen mit dem WRe Werkzeug und Low Force Welding.....	56
8.1.5.1	Kräfte und Drehmomente bei der Low-Force Schweißung	59
8.2	Ergebnis der metallographischen Untersuchung.....	62
8.2.1	Sichtkontrolle	62
8.2.2	Ergebnisse der Schweißungen mit dem WRh Werkzeug.....	64
8.2.2.1	Nahtoberfläche.....	64
8.2.2.2	Korrosion	66
8.2.2.3	Mikrostruktur.....	67
8.2.2.4	Werkzeugverschleiß.....	75
8.2.2.5	Mittlere Korngröße in der Stirzone.....	76
8.2.3	Ergebnisse der Schweißung mit dem Wolframkarbid Werkzeug	78
8.2.3.1	Nahtoberfläche.....	78
8.2.3.2	Mikrostruktur.....	78
8.2.3.3	Mittlere Korngröße in der SZ	78
8.2.3.4	Werkzeugabrieb.....	80
8.3	Ergebnisse der Härtemessung	82
9	Zusammenfassung	87
10	Ausblick	89
11	Abbildungsverzeichnis	91
12	Tabellenverzeichnis	95
13	Literaturverzeichnis	96
14	Anhang	100

1 Abkürzungsverzeichnis

A	Bruchdehnung
AS	Advancing Side
C	chemisches Element Kohlenstoff
Co	chemisches Element Cobalt
Cr	chemisches Element Chrom
DDC	Ductility Dip Cracks
EDX/EDS	Energiedispersive Röntgenspektroskopie / Energy-dispersive X-ray spectroscopy
FE	chemisches Element Eisen
FELMI	Institut für Elektronenmikroskopie und Feinstrukturforschung der TU Graz
FSW	Rührreibschweißen (friction stir spot welding)
FSSW	Rührreibpunktschweißen (friction stir spot welding)
GW	Grundwerkstoff
HV	Vickershärte
IWS	Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der TU Graz
KG	Korngröße
LiMi	Lichtmikroskop
N	chemisches Element Stickstoff
Ni	chemisches Element Nickel
max	Maximum/maximal
Mn	chemisches Element Mangan
OIM	Orientation Imaging Microscopy
P	chemisches Element Phosphor
PCBN	polikristalines kubisches Bornitrid
REM	Rasterelektronenmikroskop
Re	chemisches Element Rhenium
Rm	Zugfestigkeit
R _{p0,2}	0,2% Dehngrenze
RS	Retreating Side
S	chemisches Element Schwefel

Si	chemisches Element Silizium
SZ	Rührzone (Stirzone)
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
TMZ/TMAZ	Thermomechanisch beeinflusste Zone (thermo mechanical affectedzone)
T _s	Schmelztemperatur
TWI	The Welding Institute
W	chemisches Element Wolfram
WC	Wolframkarbid
WDX/WDS	Wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie / Wavelength dispersive X-ray spectroscopy
WRe	Legierung aus Wolfram und Rhenium

2 Einleitung

Rührreibschweißen ist ein sehr junges und innovatives Schweißverfahren, das erst 1991 erfunden wurde. Das Patent für den Prozess geht auf „The Welding Institute (TWI)“ zurück. Anfänglich fand die Entwicklung nur für weichere und niedrigschmelzende Materialien wie z.B. Aluminiumlegierungen statt. Bald jedoch erkannte man, dass der Prozess auch bei der Schweißung von Stahl und anderen hochschmelzenden Werkstoffen große Vorteile mit sich bringt. So begann auch die Entwicklung des Rührreibschweißens für Stahl, Titan und Gusseisen. Vor allem die erreichbare hohe Güte der Schweißnaht und die Möglichkeit der Verbindung artfremder Werkstoffe treiben diese Entwicklungen immer weiter voran.

Die größten Probleme bei der Stahlschweißung sind die hohe Belastung und der hohe Verschleiß der Werkzeuge. So wirken beim Schweißen von Stahl Temperaturen knapp unter dessen Schmelztemperatur und verhältnismäßig hohe Kräfte im Bereich mehrerer Kilonewton auf das Werkzeug. Durch die auftretenden Probleme ist vor allem die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens für hochschmelzende Werkstoffe zur Zeit noch nicht gegeben. Die Schweißgeschwindigkeiten sind zu niedrig und die bis zu € 5.000 [1] teuren Werkzeuge verschleifen sehr schnell.

Am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der TU Graz wurde im Vorfeld an der Verbesserung des Rührreibschweißprozesses für höher schmelzende Materialien gearbeitet. So wurde z.B. im Rahmen des Kompetenznetzwerkes JOIN ein kostengünstigeres Werkzeug für die Schweißung von Stahl auf Basis von Wolframcarbid entwickelt. Weiters wurden bereits erste Fortschritte beim Schweißen einiger Stähle gemacht.

Ziel ist es nun diese Entwicklung auf der Ebene der Mikrostruktur des Edelstahl X5CrNi 18-10 (DIN 1.4301) weiter voran zu treiben. Das Verständnis der mikrostrukturellen Vorgänge ist eine wichtige Voraussetzung für die Optimierung .

3 Aufgabenstellung

Da sich der Rührreibschweißprozess für Stahl derzeit noch in einem sehr unwirtschaftlichen Stadium befindet, muss die Forschung auf diesem Gebiet forciert werden. Ziel dieser Arbeit ist es, diesen Prozess zu beschleunigen. Sie beschäftigt sich mit den metallurgischen Grundlagen bei der Schweißung eines austenitischen rostfreien Stahls. Welche Informationen sind von großer Wichtigkeit um den Prozess und die dabei auf den Grundwerkstoff wirkenden Einflüsse besser verstehen zu können. Ohne diesem Wissen ist eine Verbesserung der Wirtschaftlichkeit des Verfahrens nicht systematisch möglich.

Als erster wichtiger Punkt dieser Arbeit werden die bei der Schweißung entstehenden Temperaturen der Schweißproben gemessen und in Abhängigkeit der Prozessparameter untereinander verglichen. Die entstehenden Temperaturen und Prozesskräfte sind vor allem für die Entwicklung neuer und kostengünstigerer Werkzeugmaterialien von großer Bedeutung.

Der zweite Teil der Arbeit beschäftigt sich mit der Mikrostrukturentwicklung während des Schweißprozesses. In Abhängigkeit des vorherrschenden Temperaturniveaus ergeben sich unterschiedliche Gefügestände. Diese wurden in weiterer Folge analysiert und bewertet um eine Verbindung zu den Prozessparametern herstellen zu können

Somit kann in späterer Folge die entstehende Mikrostruktur durch die eingestellten Prozessparameter vorhergesagt werden. Dies erhöht die Qualität sowie die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse und die Standzeit der Werkzeuge deutlich. Somit kann die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens gesteigert werden.

4 Literaturrecherche

4.1 Grundlagen des FSW-Prozess

Das Rührreibschweißverfahren wurde 1991 vom „The Welding Institute (TWI)“ in England entwickelt und patentiert [2]. Anfänglich wurde es für Aluminium und Aluminiumlegierungen entwickelt. Gerade das konventionelle Schmelzschweißen mancher hochlegierter Al-Legierungen führt zu einer negativen Beeinflussung des Gefüges und der mechanischen Eigenschaften [3]. Diese Nachteile der Schmelzschweißverfahren konnten durch das Rührreibschweißen stark verringert oder ausgeschaltet werden.

Die Entwicklung bewegte sich jedoch sehr rasch auch in Richtung anderer Werkstoffe wie Titan, Magnesium, Stahl, Kupfer und ihrer Legierungen. Gerade die Vorteile, die sich bereits beim Schweißen von Aluminium gezeigt haben, machten diesen Prozess auch für andere Materialien sehr interessant.

Rührreibschweißen ist ein Festphasenfügeverfahren, was bedeutet, dass der Grundwerkstoff nicht aufgeschmolzen, sondern nur plastifiziert wird. Ein Aufschmelzen des Grundmaterials ist grundsätzlich nicht möglich, da durch die geringere Reibung zwischen Werkzeug und aufgeschmolzenem Material nicht mehr genug Wärme eingebracht werden würde. Dies führt dazu, dass sich der Prozess selbst stabilisiert. Die resultierende Prozesstemperatur liegt im Bereich $0,8 \cdot T_s$. Eine Ausnahme hierbei sind niedrigschmelzende Phasen, die im Werkstoff vorkommen können. Ein gutes Beispiel ist hier das Zink bei der Verschweißung verzinkter Stahlbleche mit Magnesium wie sie im Rahmen der Diplomarbeit von Schneider C. am IWS durchgeführt wurde [4].

Beim Rührreibschweißen wird nicht mit einem Lichtbogen oder einer Flamme als Wärmequelle gearbeitet. Die nötige Wärme wird durch Reibung zwischen einem rotierenden Werkzeug und den Fügeteilen erzeugt. Im Gegensatz zu anderen Reibschweißverfahren werden die Fügeteile hierbei nicht relativ zu einander bewegt.

Eine vereinfachte Darstellung des Rührreibschweißens am Beispiel einer Stumpfnahht ist in Abbildung 4-1 gegeben.

Wie in der Abbildung erkennbar, besteht das Werkzeug aus einer Schulter und einem Pin. Es wird vertikal an die Oberfläche der zu verschweißenden Werkstücke geführt. Durch die Rotation, den Druck und die daraus resultierende Erwärmung wird das Grundmaterial der

Werkstücke erhitzt und der Pin kann eintauchen bis die Schulter die Werkstückoberfläche erreicht. Das Material wird nun in einem großen Bereich plastifiziert und um den Pin gefördert. Das Werkzeug wird entlang der Schweißkante geführt und sorgt somit für eine weitere Erwärmung und Plastifizierung. Hinter dem Pin beginnt das Material zu erkalten und sorgt so für eine Verbindung der beiden Fügeiteile.

Diese Verformung bei hohen Temperaturen führt zu einem feinen, rekristallisiertem Gefüge[5].

Am Ende der Schweißnaht wird das Werkzeug wieder vertikal gehoben und hinterlässt ein Loch.

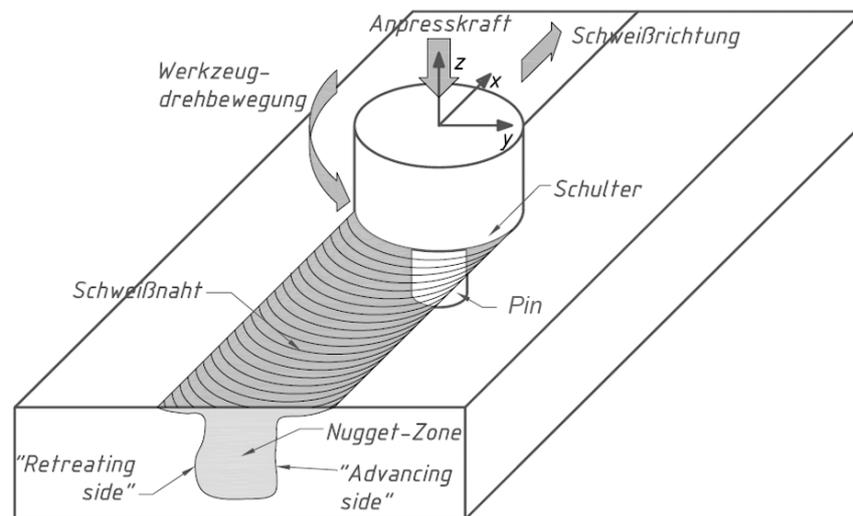


Abbildung 4-1: Prinzipskizze FSW [1]

Die Wärmeeinbringung beim Rührreißschweißprozess geschieht durch drei Mechanismen [6]:

- Reibung zwischen der Oberfläche des Werkstückes und der Schulter des Werkzeug
- Reibung zwischen Pin und Material
- plastische Verformungsvorgänge des Materials

Generell kann gesagt werden, dass eine höhere Drehzahl und eine niedrigere Schweißgeschwindigkeit erfahrungsgemäß zu einer höheren Schweißspitztemperatur führen [7].

Als Vorteile des Rührreischweißverfahrens können genannt werden [8]:

- Verbindung erfolgt in der festen Phase, dadurch wird die Gefahr von Rissbildung oder die Entstehung von Poren reduziert
- Zusatzwerkstoffe und eine Schutzgasatmosphäre sind in den meisten Fällen nicht notwendig
- Keine aufwendige Oberflächen- und Kantenvorbereitung notwendig
- Einfach zu automatisieren und zu überwachen (Qualitätssicherung)
- Hohe, reproduzierbare Qualität
- Keine Rauchentwicklung, keine Spritzer und keine Strahlung
- Keine elektromagnetischen Felder
- Umwelt- und Arbeitsplatzfreundliches Verfahren
- Geringe Wärmeeinbringung, verhindert bzw. reduziert der Verzug der Werkstücke

Dem gegenüber treten folgende Nachteile auf [9]:

- Am Ende der Naht verbleibendes Loch
- Hohe abwärts und in Vorschubrichtung gerichtete Kräfte – Notwendigkeit einer stabilen Unterlage und festen Einspannung
- Ausreichende Steifigkeit des Handhabungssystems erforderlich
- Geringere Flexibilität als bei Schmelzschweißverfahren

4.2 FSW-Naht

Eine Rührreibschweißnaht lässt sich in vier grundlegende Bereiche einteilen [10].

1. Unbeeinflusster Grundwerkstoff
2. Wärmeeinflusszone
3. Thermomechanisch beeinflusste Zone
4. Rührzone/Nugget

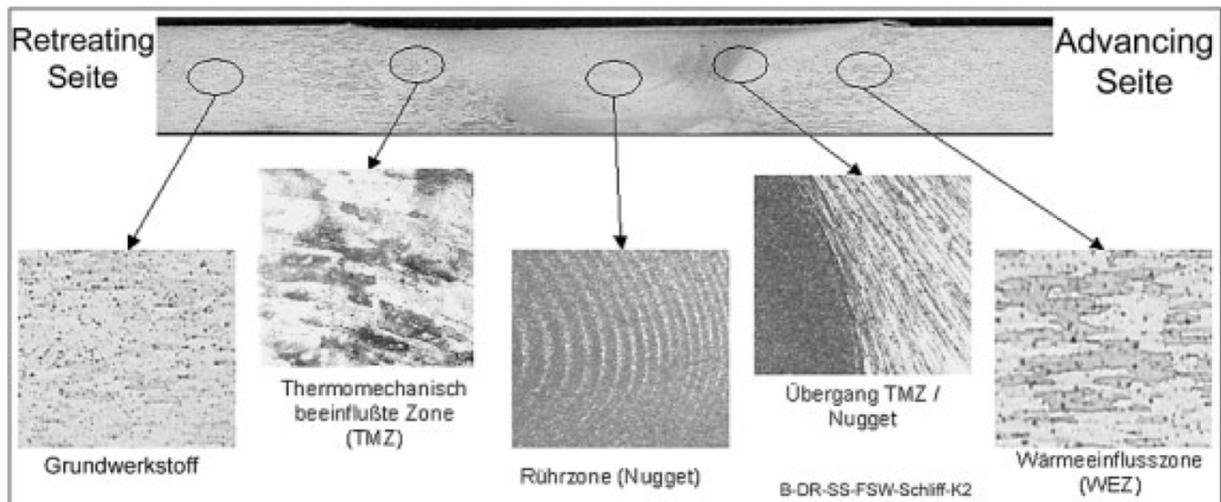


Abbildung 4-2: Bereiche einer FSW-Naht [11]

4.2.1 Unbeeinflusster Grundwerkstoff

Dieser Bereich des Grundwerkstoffs liegt so weit von der Fügekannte entfernt, dass es zu keiner Deformation oder Wärmebeeinflussung kommt

4.2.2 Wärmeeinflusszone (WEZ)

Dieser Bereich der Schweißnaht liegt näher an der Fügekannte. Es kommt zu einer thermischen Beeinflussung. Auch Änderungen im Gefüge sind möglich. Wie stark diese sind, kommt sehr stark auf das Umwandlungsverhalten des geschweißten Werkstoffs und die erreichte Temperatur an.

4.2.3 Thermomechanisch beeinflusste Zone (TMAZ)

In der TMAZ tritt eine starke Deformation, sowie Wärmebeeinflussung auf. Jedoch kommt es nicht zur dynamischen Rekristallisation. Zwischen der TMAZ und der Rührzone (Nugget) ist oftmals eine ausgeprägte Abgrenzung erkennbar.

4.2.4 Rührzone (Nugget)

Die Rührzone (die auch als dynamische Rekristallisationszone bezeichnet) ist jener Bereich der durch den Einfluss starker plastischer Deformation und hoher Reibungswärme ein sehr feinkörniges Gefüge aufweist. Dieses feinkörnige Gefüge entsteht unter anderem durch dynamische Rekristallisation in der Rührzone. Die Ausbildung der Form der Rührzone ist abhängig von den Prozessparametern, der Werkzeuggeometrie und des geschweißten Materials [9].

4.2.5 Auswurf

Der Auswurf der bei einer FSW-Schweißung entstehen kann wird meistens durch hohe Anpresskraft und großen Anstellwinkel verursacht. Es kann auf beiden Seiten der Naht auftreten, meist ist er jedoch auf der Retreating Seite ausgeprägter. Ein zu großer Auswurf soll tunlichst vermieden werden, da auf Grund des Fehlens eines Zusatzwerkstoffes das ausgeworfene Material in der Schweißnaht fehlt [1]. Weiters ist zum Entfernen des Auswurfs ein zusätzlicher Nachbehandlungsschritt nötig. Durch eine Optimierung der Prozessparameter kann das auftreten des Auswurfs stark reduziert werden.

4.3 Schweißparameter

Die wichtigsten Einflussgrößen auf die Schweißung sind Schweißvorschub, Drehzahl, Anpressdruck des Werkzeugs, Neigungswinkel des Werkzeugs, Werkzeuggeometrie und das Design der Fügeteile und der Fügekante. Von der Kombination dieser Größen hängen die Wärmegenerierung, die Form und Größe des Temperaturfelds, die Abkühlrate, die Kraft in Vorschubrichtung, das Drehmoment, und die Qualität der Schweißnaht ab [6].

4.3.1 Drehzahl/Vorschub

Die Drehzahl und der Vorschub sind zwei der wichtigsten Parameter für eine erfolgreiche und qualitativ hochwertige Schweißung. Ihr Verhältnis wird als Schweißschritt bezeichnet [12].

Bei steigender Drehzahl steigt die durch Reibung eingebrachte Wärme. Dadurch wird das Grundmaterial weicher und stärker gerührt, was zu einem Absinken des Reibungskoeffizienten zwischen Werkzeug und Werkstück führt [3].

Es wird ersichtlich, dass auch der Vorschub ein essenzieller Einflussparameter für die Qualität einer Rührreibschweißung ist. Ein gut ausgewählter Schweißschritt ist daher eine Grundvoraussetzung für eine fehlerfreie Verbindung.

Der Schweißschritt ist also das Verhältnis von Drehzahl zu Vorschub. Er ist ein Maß für die Verrührung und Verformung des Materials. Das bedeutet, dass bei einem erhöhten Schweißschritt die generierte Wärme pro Länge steigt. Somit kann über den ihn eine Beurteilung der entstehenden Naht vorgenommen werden. Bei zu hohem Schweißschritt kommt es zur Bildung von zwei Nuggets (Abbildung 4-3a) oder zur Bildung von Schlauchporen. Hingegen kommt es bei zu geringem Schweißschritt, verursacht durch die zu geringe Verrührung an der Unterseite, zu einer ungenügenden Anbindung und zur Bildung sehr großer Poren (Abbildung 4-3c). Eine qualitativ gute Schweißung ist nur mit einem optimierten Schweißschritt möglich [1] [13].

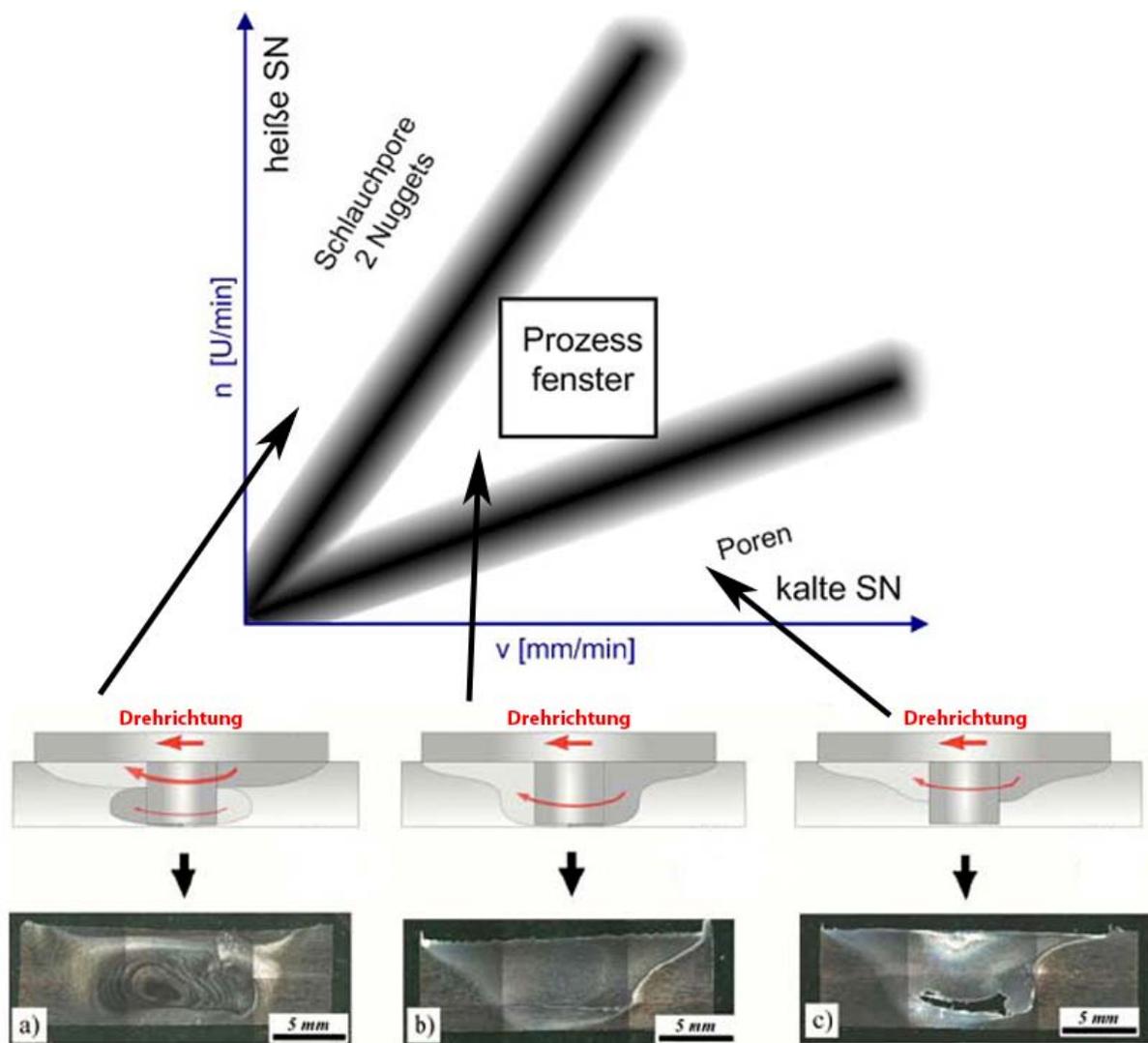


Abbildung 4-3: Schweißbereich abhängig von Drehzahl und Vorschub mit Querschliffen von 6061-T9 [13]

4.3.2 Anpressdruck des Werkzeugs

Der Anpressdruck muss ausreichend hoch gewählt werden. Je stärker die Anpresskraft ist, desto mehr Wärme wird durch Reibung generiert. Weiters wird durch einen ausreichend großen Anpressdruck die Sicherheit gegen Poren erhöht [14]. Wird der Anpressdruck zu hoch, so kommt es jedoch zu einem zu tiefen Eintauchen des Werkzeugs in das Grundmaterial. Dies kann dazu führen, dass der Querschnitt der Schweißnaht abnimmt, oder der Pin des Werkzeugs mit der Unterlage kollidiert.

4.3.2.1 Kraft-/Wegsteuerung

FSW-Schweißungen können entweder kraft- oder weggesteuert durchgeführt werden.

- Kraftsteuerung

Hierbei wird der Anlage eine Anpresskraft, die während der Schweißung konstant gehalten wird, vorgegeben. Der große Vorteil der Kraftsteuerung ist, Kräfte und Drehmomente bleiben konstant. Der Nachteil dieser Steuerungsvariante ist, dass bei nicht richtig gewählten Parametern das Werkzeug zu tief in den Grundwerkstoff eintaucht oder zu weit heraus wandert.

- Wegsteuerung

Bei der Wegsteuerung wird der Anlage eine gewisse Eintauchtiefe in den Grundwerkstoff vorgegeben. Diese wird dann über die gesamte Schweißung konstant gehalten. Der Vorteil hierbei ist, dass ein ungewolltes Eintauchen in den Grundwerkstoff, oder Herauswandern aus dem Grundwerkstoff nicht auftritt. Dem gegenüber steht jedoch, dass die Kräfte und das Drehmoment nicht konstant gehalten werden können.

Bei einigen Arbeiten am IWS zeigte sich, dass die Verwendung der Wegsteuerung bei der Schweißung von Stahl zu besseren Ergebnissen führt.

4.3.3 Geometrie des Werkzeugs

Grundsätzlich hat das Werkzeug beim Rührreißschweißprozess zwei Aufgaben. Es erzeugt die notwendige Wärme, die zum Plastifizieren des Grundwerkstoffes nötig ist und muss das erweichte Material verrühren. Diese beiden Aufgaben stellen sehr hohe Anforderungen an das Design und den Werkstoff des Werkzeugs.

Bei der Schweißung von Aluminium unterscheiden sich die eingesetzten Werkzeuge stark von jenen für Stahl. Sie besitzen meist eine speziell strukturierte Oberfläche bzw. Form von Pin und Schulter, um den Materialfluss zu verbessern. In Abbildung 4-4 sind der WhorlTM und der TrifluteTM Pin, entwickelt von TWI für die Aluminiumschweißung, dargestellt. Abbildung 4-5 zeigt verschiedene Schultergeometrien für die Aluminiumschweißung. Die Werkzeuge für Stahl besitzen meist eine glatte Oberfläche der Schulter und des Pins, um die Standzeit zu erhöhen. Ein solches Werkzeug, wie es am IWS verwendet wird ist in Abbildung 4-6 dargestellt.

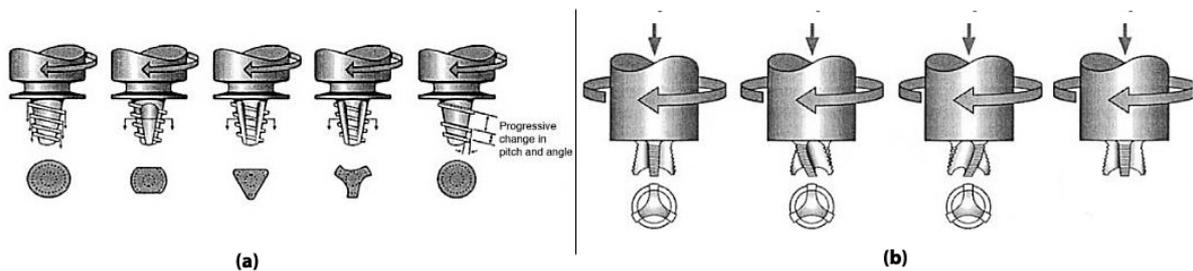


Abbildung 4-4: Pin-Design Varianten. (a) WhorlTM Pin. (b) TrifluteTM Pin [10]

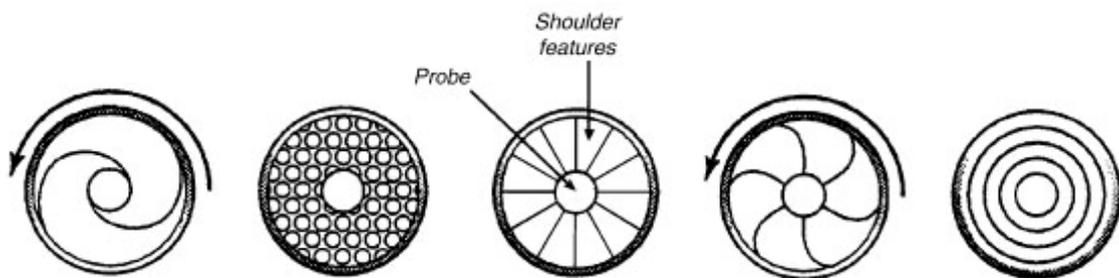


Abbildung 4-5: Unterschiedliche Schulterformen für verbesserten Materialfluss [15]



Abbildung 4-6: Werkzeug für Stahlschweißung

Für spezielle Anwendungen wie veränderliche Dicke der Werkstücke [16] und Punktschweißungen ohne Austrittsloch [17] wurden bereits mehrteilige Werkzeuge entwickelt (Abbildung 4-7).

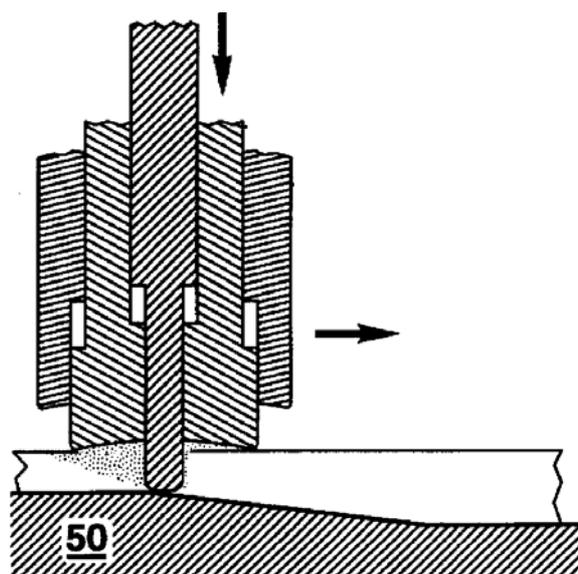


Abbildung 4-7: Multiparttool [16]

Auch die Veränderung der Achslage des Pins zur Achslage der Antriebsspindel wurde bereits von TWI erforscht. Diese Technik führt vor allem bei der Schweißung von Aluminium zu einer Minimierung der Fehler in der Schweißnaht [18].

4.3.4 Geometrie der Fügekante

Ein wichtiger Einflussfaktor auf den FSW-Prozess ist die Geometrie der Fügekante. Der FSW-Prozess ist im Vergleich zu den meisten Schmelzschweißverfahren lageunabhängig. Es muss jedoch immer sichergestellt werden, dass die entstehenden Kräfte aufgenommen werden können und die benötigte Wärme generiert werden kann. Dies führt dazu, dass bereits bei der Auslegung der Fügeteile eine dementsprechende Bauteil- oder Nahtgeometrie gewählt werden muss.

Grundsätzlich kann eine Vielzahl von Nahtgeometrien geschweißt werden. Einen kleinen Überblick über die möglichen Nahtgeometrien an Blechen gibt die Abbildung 4-8 wider. Neben Blechverbindungen sind auch Nähte an Rohren in Form des Orbitalschweißens möglich.

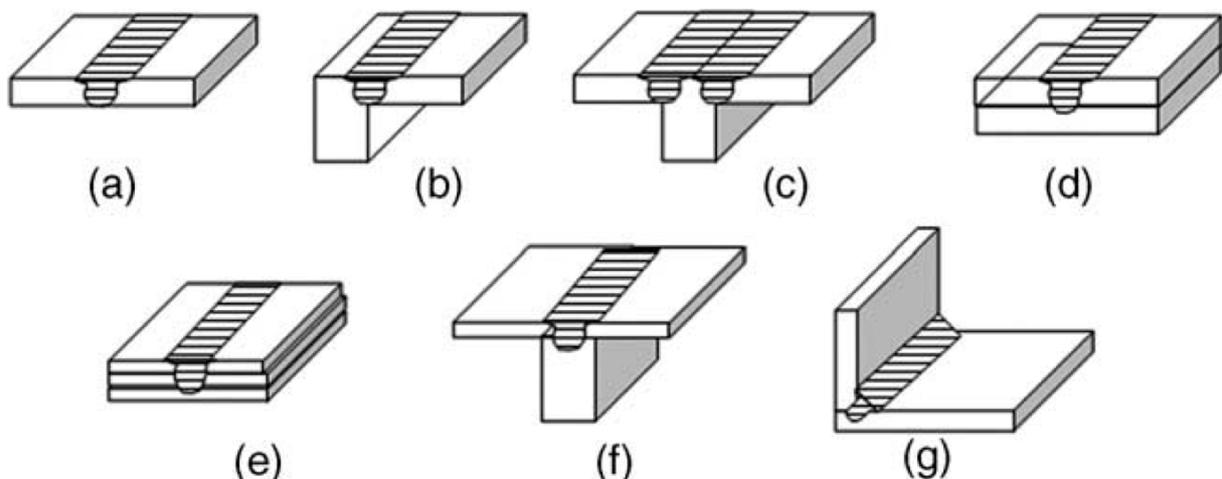


Abbildung 4-8: Formen von Fügekanten: (a) Stumpfnah, (b) Eck-Stumpfnah, (c) T-Stumpfnah, (d) Überlappnah, (e) mehrfache Überlappnah, (f) T-Überlappnah, (g) Kehlnah; [10]

4.4 Materialfluß während der Schweißung

In einer Reihe von Arbeiten wurde der Materialtransport während der Schweißung mit verschiedenen Nachweisverfahren untersucht. So wurden zum Beispiel zwei verschiedenen Metalle oder Legierungen miteinander verschweißt und anschließend im Querschliff

analysiert. Ying et. al verschweißten zum Beispiel die zwei Aluminiumlegierungen 2024 und 6061 miteinander, um Rückschlüsse auf den Materialfluss ziehen zu können [19].

Eine zweite Möglichkeit ist die Verwendung sogenannter Tracker. Hierbei werden in die Fügekannte oder die Fügeteile Fremdmaterialien wie Kupfer, Titan oder Wolfram in Form von Drähten, Folien oder Kügelchen eingebracht. Nach der Schweißung werden diese Tracker entweder mittels schichtweisem Abtrag der Oberfläche durch Fräsen oder Schleifen und anschließendem Ätzen sichtbar gemacht. Eine andere Möglichkeit ist die Tracker mittels Röntgenuntersuchungen bzw. Computertomographie sichtbar zu machen [20] [21].

Vereinfacht betrachtet geschieht der Materialtransport rund um den Pin in 2 Phasen [3].

- Das Material auf der AS vor dem Werkzeug kommt in eine mit dem Werkzeug rotierende Zone, in welcher es mit dem Pin rotiert und in Vorschubrichtung bewegt wird. Das Material wird stark deformiert und beendet seine Bewegung hinter dem Pin
- Hingegen wird das Material auf der RS vor dem Werkzeug zwischen der rotierenden Zone und dem Ausgangsmaterial durchgedrückt. Hinter dem Pin füllt es dann die aus der rotierenden Zone stammenden Schichten auf

In Abbildung 4-9 ist diese Materialbewegung, die sich aus drei Einzelbewegungen zusammensetzt, dargestellt.

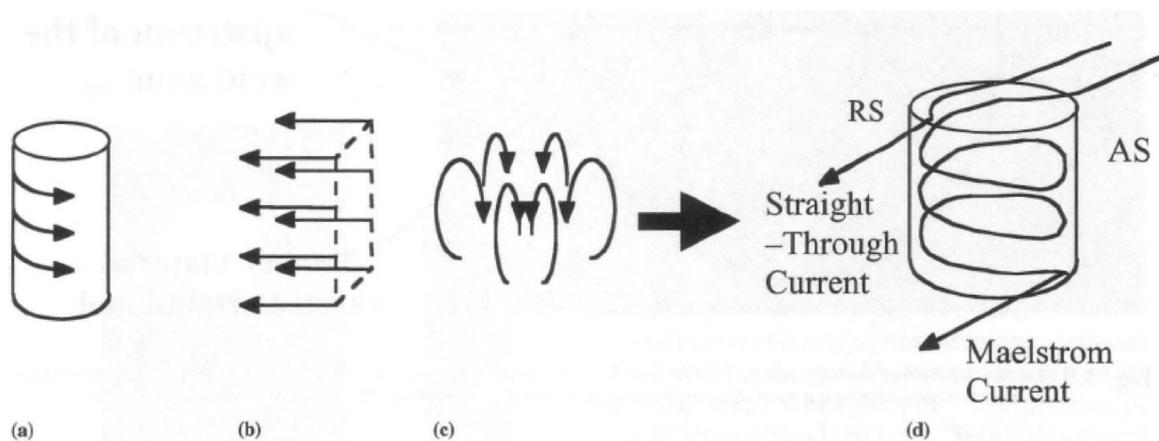


Abbildung 4-9: Materialfluß beim FSW kombiniert aus drei Einzelflüssen. (a) Rotation, (b) Translation, (c) Ringswirbel, (d) Kombination der drei Bewegungskomponenten [7]

4.5 Industrieller Einsatz von FSW

FSW wird bereits in vielen Bereichen der Industrie eingesetzt. Hier handelt es sich aber hauptsächlich um die Schweißung von Aluminium. Durch die hohe Prozesssicherheit und Automatisierbarkeit ist die Rührreißschweißtechnik vor allem für Industriezweige wie Fahrzeug- und Flugzeugbau, Schifffahrt, Raumfahrt und Schienenfahrzeugindustrie geeignet [12] [22] [23].

In der Fahrzeugindustrie wird das FSW-Verfahren von mehreren Herstellern bereits in der Großserie eingesetzt. Eines der bekanntesten, weil erste, Beispiele ist hier der Fahrzeugbauer Mazda, der in der Produktion des Sportwagen RX 8 (Abbildung 4-10) auf FSW setzt. Hier werden Teile der Tür mittels Rührreibpunktschweißen (FSSW) verbunden. Mazda konnte so, bei gleicher Festigkeit der Nähte, die Produktionskosten im Vergleich zum konventionellen Widerstandspunktschweißen senken. Seit dem Jahr 2003 wurden über 100.000 Autos mittels FSSW hergestellt [12].

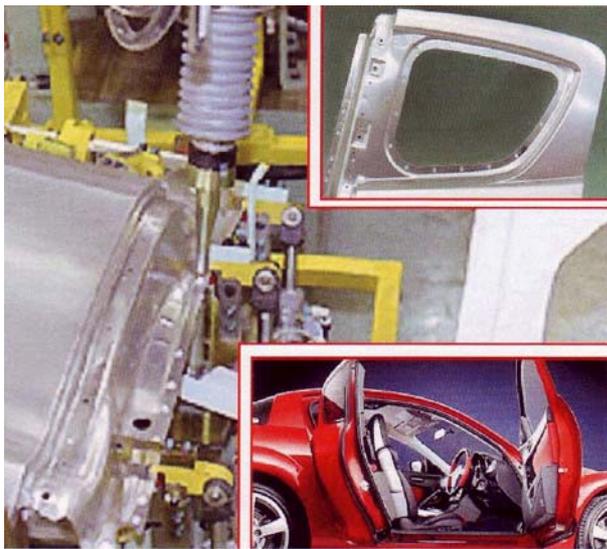


Abbildung 4-10: FSSW bei einem Mazda RX8 [12]



Abbildung 4-11: FSW-geschweißter Alu-Spaceframe bei einem Panoz Esperante [12]

Ein weiterer Fahrzeughersteller der auf die FSW-Technik setzt ist Ford. Bei der Herstellung des Supersportwagens Ford GT (Abbildung 4-12) kommt Rührreißschweißen zum Einsatz. Hier wird der Zentraltunnel aus Aluminiumprofilen mittels FSW hergestellt. Ford konnte so die Abmessungen reduzieren und die Festigkeit der Schweißnaht, im Vergleich zum konventionellen MIG/MAG Prozess, erhöhen [12].



Abbildung 4-12: FSW beim Ford GT [11]

Neben den bereits erwähnten Herstellern setzt die Firma Panoz beim Schweißen des Aluminium-Space-Frames ihres Sportwagens Esperante (Abbildung 4-11) auf die FSW-Technik [12].

Auch im Flugzeugbau setzt sich der FSW-Prozess immer mehr durch. Airbus und Boeing testen das Rührreibschweißen für den Einsatz an großen Passagiermaschinen [23].

Eclipse Aviation, ein Hersteller für Business-Jets, wendet den Rührreibschweißprozess für die Fertigung seines Eclipse 500 (Abbildung 4-13 und Abbildung 4-14) an. Es werden Versteifungen in Längs- und Querrichtung in den Rumpf geschweißt. Des Weiteren werden spezielle Aufdoppler im Tür- und Fensterbereich eingeschweißt [24].



Abbildung 4-13: Eclipse 500 [11]

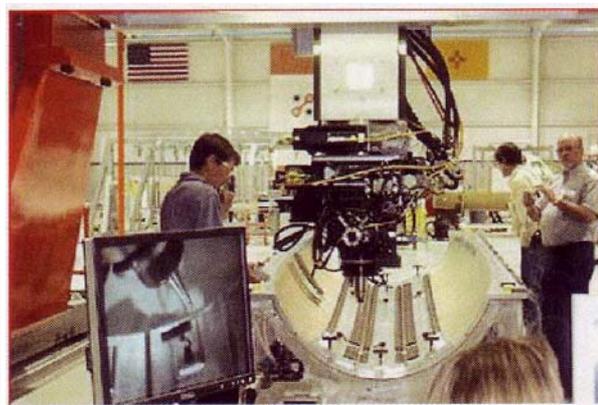


Abbildung 4-14: FSW bei Eclipse Aviation [11]

4.6 Werkstoffe

Da es im Rahmen dieser Arbeit um die Schweißung von nichtrostendem Stahl geht, sollen nun kurz die Eigenheiten beim FSW-Schweißen von Stahl erläutert werden.

4.6.1 FSW von Stahl

Im Gegensatz zu Aluminium ist die Schweißung von Stahl mittels FSW in der Industrie noch nicht stark verbreitet. Hauptgrund dafür ist die noch nicht ausreichende Wirtschaftlichkeit

des Verfahrens für die Schweißung von Stahl bedingt durch die geringe Standzeit des Werkzeugs.

Die Weiterentwicklung auf dem Gebiet der Stahlschweißung ist jedoch von größter Bedeutung wenn man bedenkt, dass der Großteil aller Schweißungen weltweit Stahl betrifft. Dieses große Einsatzgebiet und die Vorteile des Prozesses (siehe Kapitel 4.1) machen dieses Fügeverfahren potentiell sehr attraktiv für die Verbindung von Stahl.

Ein weiterer wichtiger Grund für die Weiterentwicklung der Stahlschweißung ist die Möglichkeit verschiedenartige Metalle miteinander zu Verschweißen. Gerade bei Schmelzschweißverfahren führt der unterschiedliche Schmelzpunkt der artfremder Metalle dazu, dass sie nicht verbunden werden können. Heutzutage wird vor Allem im Leichtbau mit sehr vielen verschiedenen Metallen gearbeitet. Hierbei kommt es sehr oft zu Verbindungen von Stahl, welcher für kostengünstige Strukturelemente verwendet wird, mit Leichtmetallen wie Aluminium oder Magnesium.

Die größten Probleme beim Rührreißschweißen von Stahl im Vergleich zu Aluminium sind die höhere Festigkeit bei hohen Temperaturen, dargestellt in Abbildung 4-15, sowie die damit verbundenen höheren Prozesstemperaturen. Dies bringt vor allem für die verwendeten Werkzeuge erhebliche Probleme mit sich. Aus diesem Grund ist die Weiterentwicklung der Werkzeugmaterialien ein wichtiger Punkt in der Prozessentwicklung. Wie bereits im Kapitel 4.1 erwähnt wurde, sind die verwendeten Werkzeuge, die eine hohe Standzeit gewährleisten, sehr teuer. Wichtig für die Entwicklung neuer Werkzeugmaterialien ist daher der Kompromiss zwischen ausreichend hohen Standzeiten und einem akzeptablen Preis.

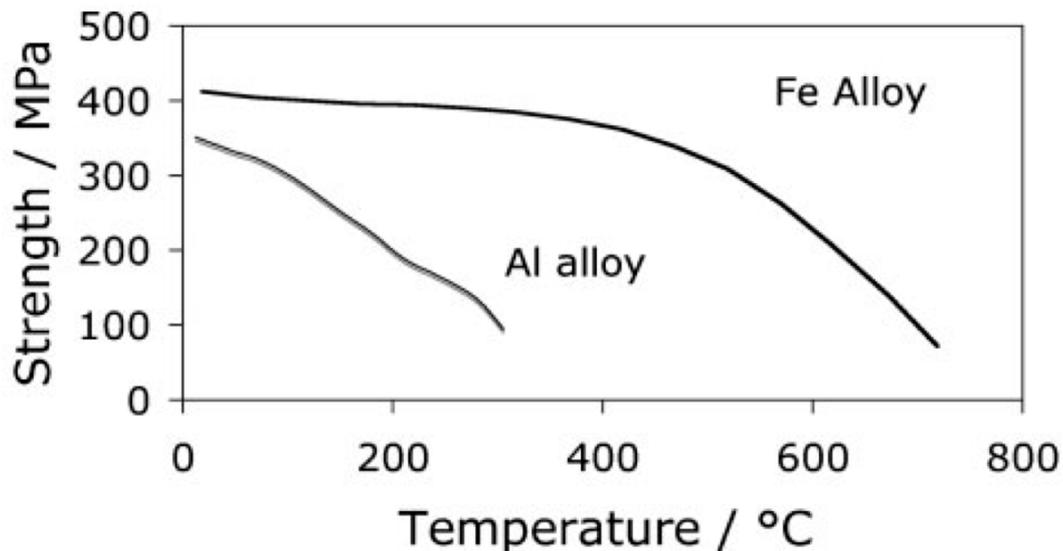


Abbildung 4-15: Temperaturabhängige Festigkeit von Aluminium und Stahl [25]

4.6.2 Arten von nichtrostenden Stählen

In diesem Kapitel werden nun kurz die unterschiedlichen Formen rostfreier Stähle erläutert.

Das wichtigste Legierungselement für die Korrosionsbeständigkeit von Stahl ist Chrom. Ab einem Chromgehalt von etwa 12 % bildet sich an der metallisch blanken Oberfläche, an Luft oder in oxidierenden wässrigen Lösungen, eine dünne passivierende Oxydschicht. Diese schützt die Oberfläche vor Sauerstoffzutritt und verhindert so eine Weitere Korrosion [26].

Die nichtrostenden Stähle können an Hand ihres Gefügestandes eingeteilt werden [26]:

- ferritische nichtrostende Stähle
- martensitische nichtrostende Stähle
- austenitische nichtrostende Stähle
- ferritisch-austenitische nichtrostende Stähle

Diese vier Gruppen der nichtrostenden Stähle sollen nun kurz beschrieben werden. Der in dieser Arbeit verwendete Stahl, 1.4301, wird bei den austenitischen nichtrostenden Stählen genauer beschrieben.

4.6.3 Ferritische nichtrostende Stähle

Ein ferritisches Gefüge bei chromlegierten Stählen im Bereich von 13 bis 30 % Cr ist nur bei einem Kohlenstoffgehalt kleiner als 0,1 % möglich. Chrom ist in dieser Stahlsorte nicht nur für die Korrosionsbeständigkeit verantwortlich, sondern ist gleichzeitig der wichtigste

Ferritbildner. Diese Stähle weisen ein ferritisches Gefüge vom Beginn der Erstarrung bis Raumtemperatur auf. Molybdän und Silizium werden ebenfalls als Ferritbildner eingesetzt. Karbid- und nitridbildende Elemente wie Vanadium, Wolfram, Titan und Niob stabilisieren durch ihre ferritbildende Wirkung und durch die Abbindung der Austenitbildner Kohlenstoff und Stickstoff in doppelter Weise [26].

4.6.4 Martensitische nichtrostende Stähle

Bei den martensitischen nichtrostenden Stählen handelt es sich um Stähle die im Temperaturbereich von 900 bis 1000°C ein austenitisches Gefüge aufweisen. Dieses kann den Kohlenstoff besser lösen und durch Abschrecken kann ein martensitisches Gefüge erreicht werden. Üblicherweise besitzen martensitische rostfreie Stähle einen Kohlenstoffgehalt von 0,08 bis 1 % und werden an Luft gehärtet. Durch Abschrecken und Anlassen können die mechanischen Eigenschaften weiter beeinflusst werden [27].

4.6.5 Austenitische nichtrostende Stähle am Beispiel von X5CrNi 18-10 (1.4301)

Durch die Zulegierung von austenitbildenden Elementen wie Nickel, Kohlenstoff und Stickstoff wird ein austenitisches Grundgefüge erreicht. Das wichtigste Element ist Nickel, der üblicherweise in Mengen größer 8 % zulegiert wird um die ferritbildenden Eigenschaften des, für die Korrosionsbeständigkeit notwendigen, Chroms zu kompensieren. Je nach Einstellung der Legierungselemente kann der Austenit durch Unterkühlung oder Kaltverformung auch teilweise in α' -Martensit umwandeln. Man spricht dann von metastabilen austenitischen nichtrostenden Stählen [27] [28].

Austenitische rostfreie Stähle enthalten meist Spuren von Deltaferrit um die Schweißbarkeit zu verbessern [27].

Bei dem Stahl DIN 1.4301 handelt es sich um einen austenitischen Chrom-Nickelstahl mit einem Chromgehalt von 17 bis 19,50 %.

Er zählt zu den rost-, säure- und hitzebeständigen Stählen und wird sehr oft für Apparate und Geräte aus der Nahrungsmittelindustrie eingesetzt [29].

Im stranggegossenen und gewalzten Zustand weist er einen Deltaferrit-Anteil von 2 bis 6% auf [30]

Die chemische Sollzusammensetzung nach Ö-Norm 10028-7 ist in Tabelle 4-1 ersichtlich.

Tabelle 4-1 Sollzusammensetzung 1.4301 in Gew % [29]

C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Ni
≤ 0,07	≤ 1,00	≤ 2,00	≤ 0,045	≤ 0,015	17,00-19,50	≤ 0,11	8,00-10,50

Die wichtigsten mechanischen Daten können aus Tabelle 4-2 entnommen werden.

Tabelle 4-2 mech. Eigenschaften 1.4301 [29]

R _{p0,2}	≥ 210	[N/mm ²]
R _m	≥ 520	[N/mm ²]
Bruchdehnung A	45	%
Kerbschlagarbeit längs (ISO-V/Charpy-V ≥10mm)	≥ 100	[J]
Kerbschlagarbeit quer (ISO-V/Charpy-V ≥10mm)	≥ 60	[J]

Beim Schweißen von austenitischen Werkstoffen kann es zu einigen spezifischen Problemen und Fehlern kommen:

Heißrisse

Austenitische Stähle sind beim konventionellen Schmelzschweißen sehr anfällig gegen Heißrisse. Heißrisse sind interkristalline oder interdendritische Risse die im Bereich der Solidus-Liquidus-Umwandlung entstehen [31].

- **Erstarrungsrisse:** Entstehen bei der Erstarrung des flüssigen Schweißgutes. Auslöser dafür sind niedrigschmelzende Phasen die zwischen den Kristallen verbleiben. Durch die Zugspannungen die das erstarrte Korn beim Abkühlen auf die noch flüssige Phase ausübt kommt es zum Riss. Typische Elemente die diese niedrigschmelzenden Phasen bilden sind Phosphor und Schwefel [32]. Da es beim Rührreißschweißen nicht zum Aufschmelzen des Grundwerkstoffes kommt, treten diese Fehler nicht auf.
- **Aufschmelzungsrisse:** Diese entstehen in der WEZ des Grundwerkstoffes. Grund ist hier die Aufschmelzung der niedrigschmelzenden Ausscheidungen an den Korngrenzen und der gleichzeitig auftretende von Zugspannungen durch das

abkühlen [32]. Diese Form der Heißrisse kann auch beim Rührreißschweißen auftreten.

- **Ductility Dip Cracks (DDC):** Diese entstehen durch die Verringerung der Verformbarkeit durch die Schweißung. Diese Heißrisse entstehen wenn die Spannung durch das abkühlende Material stärker ansteigt als die Bindekräfte zwischen den Körnern. Es kommt zur interkristallinen Trennung [33].

Sensibilisierung

Sensibilisierung tritt auf, wenn lokal der Chromgehalt unter 12 % sinkt und somit die passivierende Wirkung des nichtrostenden Stahls nicht mehr gegeben ist. Bedingt durch den Schweißprozess kommt es zu einer Chromkarbidbildung an den Korngrenzen und somit zu einer Chromverarmung im Nahbereich der Korngrenze. Sinkt der Chromgehalt im Korn unter 12 % kann es zur Korrosion kommen. Entgegenwirken kann man der Sensibilisierung zum Beispiel durch das Absenken des Kohlenstoffgehalts oder durch zulegen von Karbidbildnern wie Niob.

Sigma-Phase

In diesem Kapitel wird die Sigma-Phase, die sich bei austenitischen Fe-Cr-Werkstoffen bilden kann, erläutert.

Die Sigma-Phase ist eine intermetallische Phase die sich im Eisen-Chrom System, dargestellt in Abbildung 4-16, bildet. Sie kann sich als reine Sigma-Phase in der Form FeCr, oder als (α - σ)-Mischkristall in der Form von $(\text{FeNi})_x(\text{CrMo})_y\text{FeCr}$ ausscheiden. Sie ist eine harte und spröde Phase, welche in einem verspannten tetragonalen Raumgitter vorliegt. Das FeCr-Gitter besteht aus 30 Atomen mit den Gitterkonstanten $a = 8,8 \text{ \AA}$ und $c = 4,544 \text{ \AA}$ [34].

Die treibenden Kräfte für die Entstehung der Sigmaphase sind Diffusionsvorgänge, die sehr langsam und bei erhöhter Temperatur ablaufen. Vorwiegend bildet sie sich bei längeren Glühvorgängen. Es konnte jedoch bereits beim FSW-Schweißen von austenitischen nichtrostenden Stählen eine schnelle Bildung der Sigmaphase nachgewiesen werden [35].

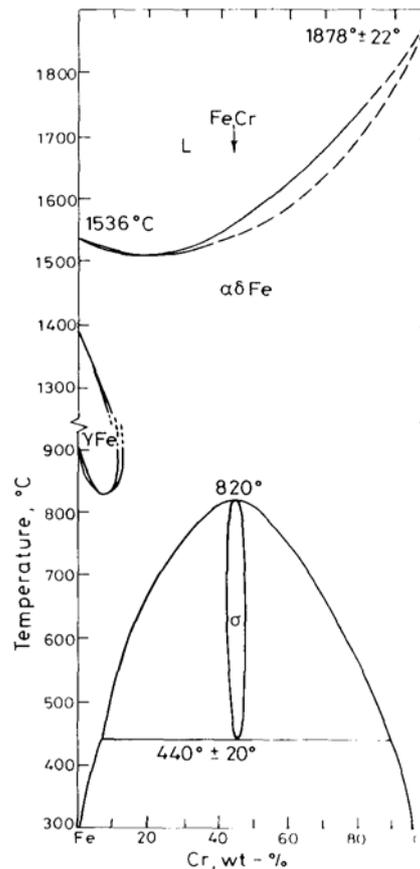


Abbildung 4-16: Fe-Cr Zweistoffsystem [34]

Rekristallisation von austenitischem rostfreiem Stahl während des Rührreißschweißprozesses

Speziell für die Erklärung der resultierenden Korngröße in einer FSW-Schweißnaht ist das Verständnis der Rekristallisationsvorgänge von großer Bedeutung.

Die Rekristallisation während einer FSW-Schweißung, des austenitischen Stahls 1.4301, läuft nach zwei Grundmechanismen ab. Es kommt sowohl zur dynamischen als auch zur statischen Rekristallisation [36].

Das Material rekristallisiert während der Phase starker Verformung und Erwärmung dynamisch. Durch die stark unterschiedliche Verformung während der FSW-Schweißung kommt es zu einer unterschiedlichen Verteilung der Versetzungsdichte im verrührten Material. Diese stark deformierten Zonen können dann durch die von der Schulter des Werkzeugs generierte Wärme statisch rekristallisieren. Die neu gebildeten Körner unterscheiden sich vor allem durch eine unterschiedliche Orientierung, verglichen mit der hauptsächlich vorherrschenden Textur [35]. Je stärker die Deformation desto feiner wird das Austenitkorn [6].

Ein weiterer Aspekt, der bei der Beurteilung der Korngröße berücksichtigt werden muss, ist das Auftreten von Kornwachstum während der Abkühlphase. Dies führt zu einer starken Abhängigkeit der resultierenden Korngröße von den Schweißparametern. So liegt die Rekristallisationstemperatur für die statische Rekristallisation des betrachteten Werkstoffs bei ca. 727°C. Das bedeutet, dass die statische Rekristallisation sowohl von der Verformung, in Form der Versetzungsdichte, von der Temperatur hinter dem Pin und der Zeit in dem die Temperatur über der Rekristallisationstemperatur bleibt, abhängig ist.

4.6.6 Austenitisch – ferritische nichtrostende Stähle (Duplex-Stähle)

Duplex-Stähle besitzen ein Zwei-Phasen-Gefüge mit ca. 30-50 % Ferrit. Sie besitzen eine größere Festigkeit als austenitische Stähle. Sie sind besonders beständig gegen Spannungsrissskorrosion [27].

4.7 Werkzeugmaterialien

Für die Schweißung von Stahl haben sich bereits einige Werkzeugmaterialien durchgesetzt.

4.7.1 Polykristallines kubisches Bornitrid (PCBN)

Polykristallines kubisches Bornitrid ist ein Verbundwerkstoff, der durch Sintern von kubischem Bornitrid mit einem keramischen Bindemittel bei Temperaturen von ca. 1800°C und Drücken von 5 bis 8 GPa hergestellt wird. PCBN kann nach dem Sintern nicht mehr durch spanende Bearbeitungsverfahren verändert werden. Die hohe geforderte Fertigungsgenauigkeit macht das Herstellverfahren sehr teuer [37]. Mit PCBN-Werkzeugen können hohe Standzeiten erreicht werden, jedoch gibt es immer wieder Probleme mit frühzeitigen Brüchen auf Grund der geringen Zähigkeit.

4.7.2 Wolfram-Rhenium (WRe)

Wolfram ist ein hochschmelzendes Metall mit Schmelzpunkt von 3422°C. Durch Zulegieren von Rhenium kann das Formänderungsverhalten bei hohen Temperaturen verbessert werden.

Wolfram bildet mit Rhenium bis zu hohen Konzentrationen Mischkristalle. Mit steigendem Re-Gehalt steigt auch die Duktilität. Das Maximum an Duktilität ist erreicht, wenn sich neben dem WRe Mischkristall auch die tetragonale σ -Phase mit der Zusammensetzung Re_3W_2 bildet. So lässt sich eine W-Re-Legierung mit 26 bis 30 Atom-% Re bereits bei 800 bis 1000°C ausgezeichnet walzen. Da die Rekristallisationstemperatur je nach Re-Gehalt um bis zu 400°C hinaufgesetzt wird, steigt somit auch die Warmfestigkeit [37].

4.7.3 Hartmetalle am Beispiel Wolframcarbid in Cobaltmatrix (WC-Co)

Unter Hartmetallen versteht man Verbundwerkstoffe aus metallischen Hartstoffen mit metallischen Bindemitteln. Diese werden meist durch Sintern hergestellt. Sehr weit verbreitet werden Carbide und Nitride als Hartstoff eingesetzt [37]. Eine Übersicht über die bereits eingesetzten Hartstoffe und ihrer mechanischen Eigenschaften ist in Abbildung 4-17 gegeben. Hartmetalle werden zurzeit vor allem als Schneidmittel für viele Arten der spanenden Bearbeitung eingesetzt. So werden Bohrer aus Hartmetall gefertigt oder Fräs- und Schneidwerkzeuge mit Wechselschneidplatten aus Hartmetall bestückt.

Der Einsatz von bindephasenfreien Hartstoffformkörpern ist auf Grund ihrer Sprödigkeit jedoch beschränkt geblieben.

Hartstoff	Dichte in g cm^{-3}	Schmelzpunkt in K	Vickers-härte	Elastizitätsmodul in 6 GPa
WC	15,70	2720	1780 ^{*)}	700
TiC	4,93	3150	3000	450
TaC	14,48	3880	1600	285
VC	5,36	2810	2095	420
NbC	7,56	3500	1960	390
ZrC	6,73	3530	2930	350
HfC	12,30	3890	2910	350
Cr ₃ C ₂	6,68	1890	1350	370
Mo ₂ C	9,18	2410	1500	530
UC	12,97	2310	920	–
TiN	5,43	3200	1990	250
ZrN	7,09	2980	1520	–
TiB ₂	4,50	2980	3300	530
ZrB ₂	6,17	3040	2250	345
TiSi ₂	4,39	1530	890	260
MoSi ₂	6,27	2030	1200	260

^{*)} Mittelwert vom Einkristall, starke Anisotropie der Härte, nach *O. Rüdiger* für Basisfläche 2200 HVM, für Prismenflächen 1300 HVM; beim Polykristall ist die Härte stark von der Korngröße abhängig.

Abbildung 4-17: Übersicht über verwendete Hartstoffe [37]

Die bis heute marktbeherrschenden Hartmetallgrundtypen sind WC-Co-Hartmetalle. Auf diese wird näher eingegangen.

4.7.3.1 Wolframcarbid in Kobaltmatrix

Die Herstellung von Werkzeugen aus Wolframcarbid-Hartmetall geschieht durch Sintern eines Gemisches aus WC und Cobalt als Bindemittel. Die Sintertemperatur liegt hierbei in einem Bereich von ca. 1350 bis 1500°C. Jedoch kommt es bereits beim Aufheizen ab einer Temperatur von ca. 700°C, zum Festphasensintern, wobei hier bis zu 80% der erforderlichen Verdichtung erreicht wird. Sehr wichtig beim Herstellungsprozess ist, dass das geschmolzene Bindemittel die WC-Hartstoffphase vollständig benetzt. [37].

Die Hartphase besitzt dabei keine Löslichkeit für das Bindemetall. Das Bindemetall hingegen weist eine temperaturabhängige Löslichkeit für den Hartstoff auf. Im WC-Co Phasendiagramm, dargestellt in Abbildung 4-18, ist diese ersichtlich.

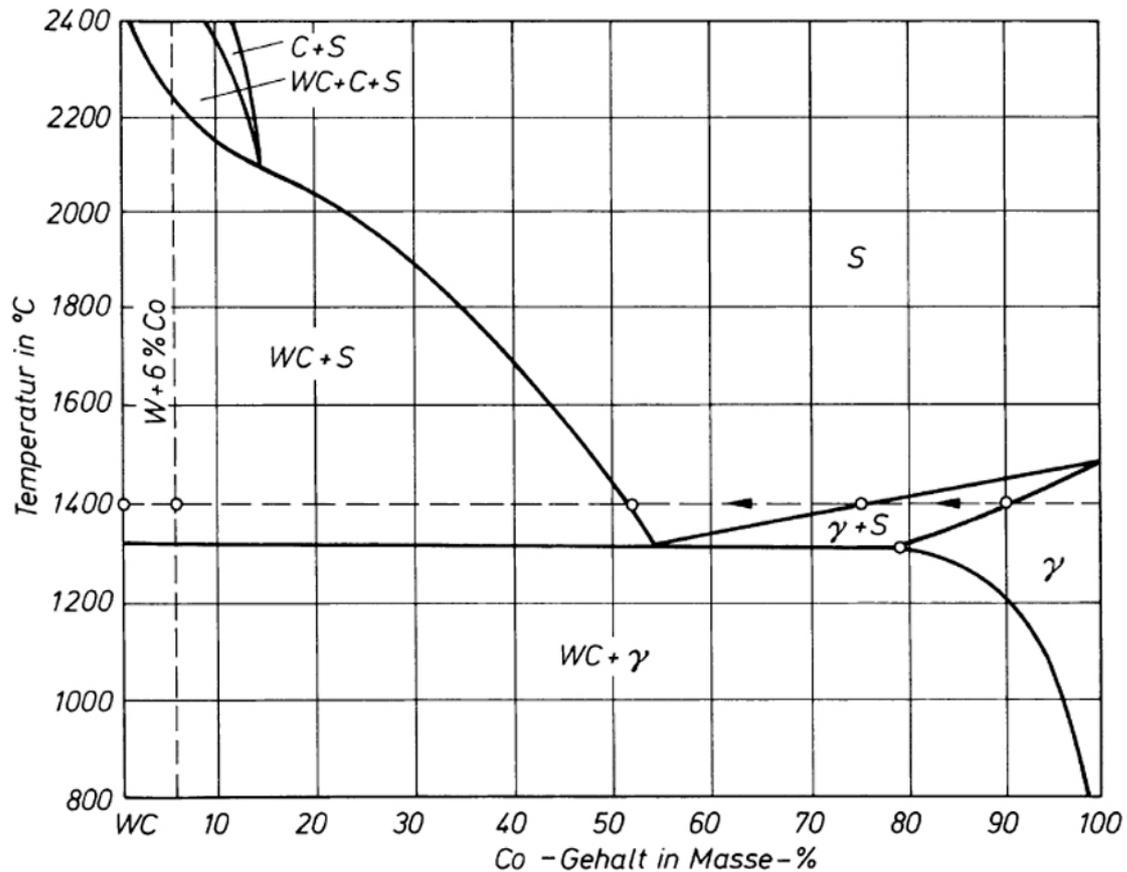


Abbildung 4-18: Quasibinärer Schnitt WC-Co im Zustandsdiagramm WC-Co [37]

Während dem Sintern kommt es zur Auflösung kleiner WC Strukturen und zum Wachsen großen Kristallite. Durch Zugabe von Fremdatomen in geringsten Mengen (ppm) kann man diesem Effekt entgegenwirken. Somit kann auch die gewünschte Größe der WC-Kristallite beeinflusst werden.

Infolge der unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten des Hartstoffes und des Bindemetalls steht die Cobaltphase nach dem Abkühlen unter Zug-, die WC-Phase unter Druckspannung. Dies wirkt sich in Form einer Verzögerung des Sprödbruches der Carbidgephase bei mechanischer Belastung aus [37].

5 Anlagen an der TU-Graz

5.1 Friction Stir Welding Anlage MTS ISTIR BR4

Im Rahmen des Kompetenznetzwerkes für Fügetechnik „Join“ wurde an der TU Graz im Jahr 2005 eine FSW-Anlage angeschafft. Es handelt sich hierbei um eine hydraulisch betriebene 2D-Portalanlage des Typ MTS ISTIR BR4 der Firma MTS Systems Corporation (dargestellt in Abbildung 5-1 (a)).

Diese Anlage wird in Zusammenarbeit mit mehreren Industriepartnern zur Grundlagenforschung sowie zur Weiterentwicklung des FSW-Prozesses verwendet.

Die Maschine besitzt folgende Eckdaten:

- Arbeitsbereich in x-Richtung: 2450 mm
- Arbeitsbereich in y-Richtung: 1250 mm
- Arbeitsbereich in z-Richtung: 400 mm
- max. Schweißgeschwindigkeit: 6350 mm/min
- max. Drehzahl: 3200 U/min
- max. Anpresskraft in z-Richtung: 35,6 kN
- max. Pinkraft in z-Richtung: 22,2 kN
- max. Drehmoment: 180 Nm

Des weiteren besitzt die Anlage mehrere Messeinrichtungen für die Erfassung folgender Daten:

- Drehzahl
- Kräfte in alle Richtungen
- Position (x,y,z Koordinaten)
- Drehmomente
- Schweißgeschwindigkeit
- Eindringtiefe
- Temperatur des Hydraulikmediums an mehreren Stellen
- Drücke der Hydraulikkomponenten

Für die im Rahmen dieser Diplomarbeit nötigen Schweißungen wurde ein wassergekühlter Schweißkopf, dargestellt in Abbildung 5-1(b), zur Werkzeugaufnahme verwendet. Dieser wird gekühlt um die thermische Belastung, resultierend aus der sehr hohen Prozesstemperatur, für Werkzeug und Schweißkopf so gering wie möglich zu halten. Die Werkzeuge werden im Kopf durch Klemmung fixiert.

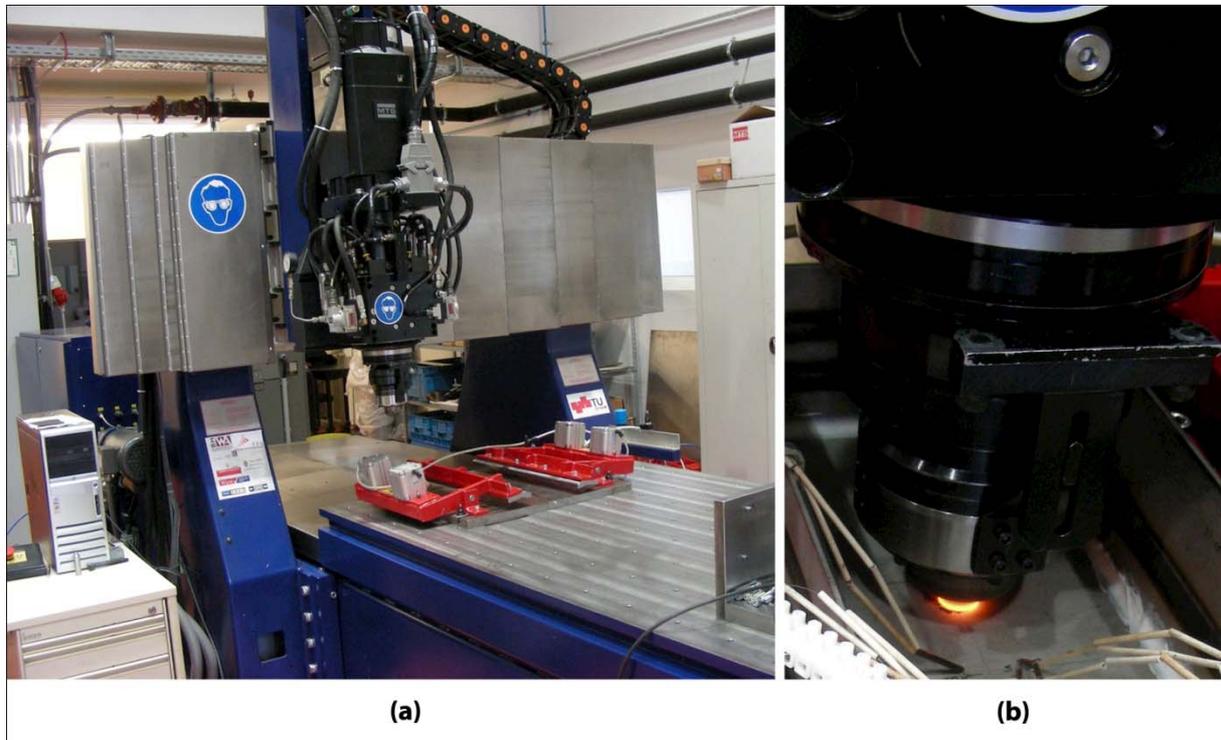


Abbildung 5-1: FSW-Anlage des IWS (a), Stahschweißkopf (b)

5.1.1 Spanneinrichtungen

Um die beim Rührreibschweißen auftretenden Kräfte und Drehmomente ausreichen auf dem Maschinenbett abstützen zu können ist eine hohe Klemmkraft nötig. Für das Spannen von Ebenen Blechen an der Anlage der TU-Graz gibt es hierfür zwei Klemmeinrichtungen.

Die mechanische Klemmung, abgebildet in Abbildung 5-3, besteht aus jeweils 5 Spannpratzen auf der linken und rechten Seite des Werkstücks. Sie ist sehr flexibel, jedoch erhöht sich durch die große Anzahl der Klemmschrauben die Rüstzeit.

Die pneumatische Klemmung, dargestellt in Abbildung 5-2, besteht aus einer einteiligen Spannpratze auf jeder Seite die durch jeweils 2 Pneumatikzylinder betätigt wird. Der große

Vorteil der pneumatischen Klemmung liegt in der kurzen Zeit, die für den Ein- und Ausspannvorgang benötigt wird, sowie in der gleichmäßigeren Kraftverteilung. Die großen Nachteile dieser Spanneinrichtung sind die durch den Pneumatikdruck begrenzte Spannkraft und die schlechte Möglichkeit Oberflächenunebenheiten auszugleichen.



Abbildung 5-2: Pneumatische Spannvorrichtung

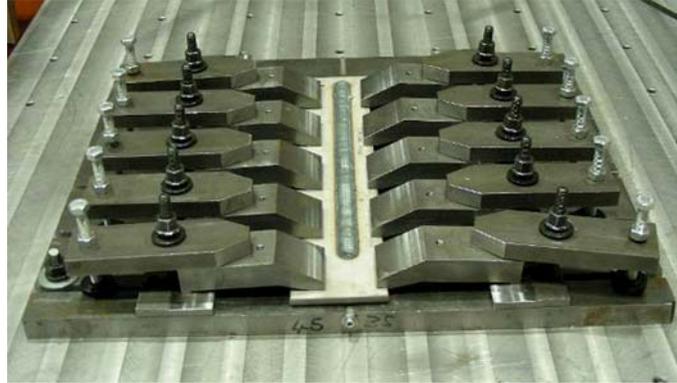


Abbildung 5-3: Mechanische Spannvorrichtung

5.1.2 Wasserauffangbecken

Im Rahmen dieser Diplomarbeit war es nötig die Schweißproben sofort nach der Schweißung abzuschrecken. Aus diesem Grund musste ein Auffangbecken für das Wasser zum Abschrecken gebaut werden. Um den Materialeinsatz so gering wie möglich zu halten, wurden die Abmessungen dieses Becken genau auf diese Versuche zugeschnitten. Das Becken besitzt keinen Boden und wird einfach auf der Probenplatte platziert. Anschließend werden diese gemeinsam festgespannt und mit Silikon abgedichtet. Das Auffangbecken ist in Abbildung 5-4 dargestellt, und die genauen Abmaße sind in Tabelle 5-1 gegeben

Tabelle 5-1: Abmessungen Wasserbecken

Höhe	120 mm
Breite	180 mm
Länge	350 mm
Volumen	7560 cm ² entspricht 7,56 Liter

Durch das Volumen von 7,56 Liter konnte auch genug Wasser zum abschrecken der Probe in den Versuchsraum eingebracht werden.

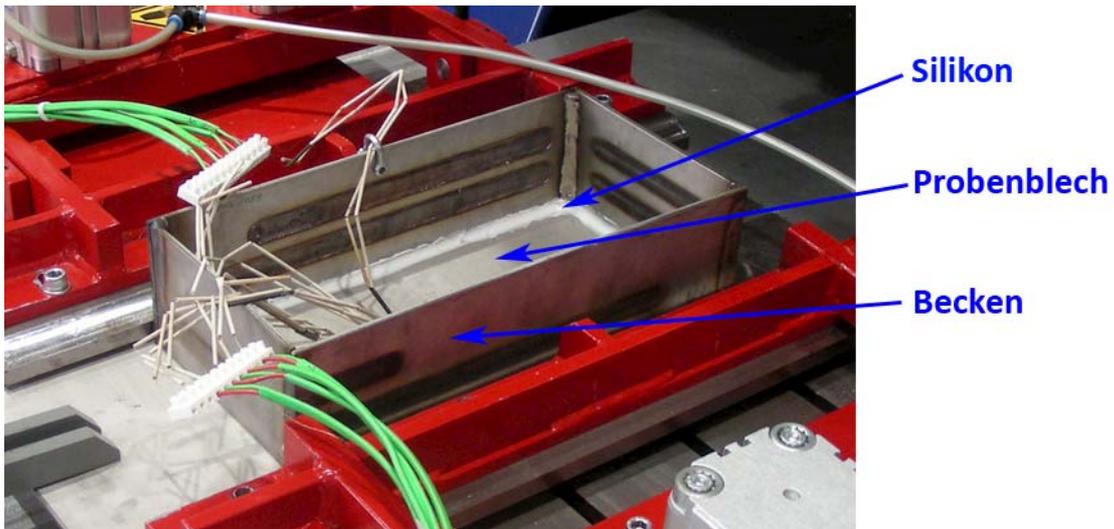
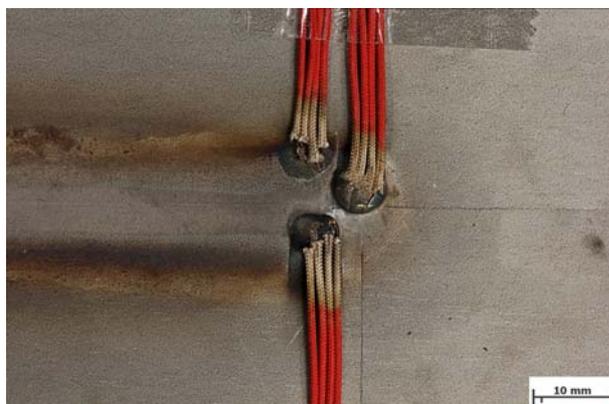


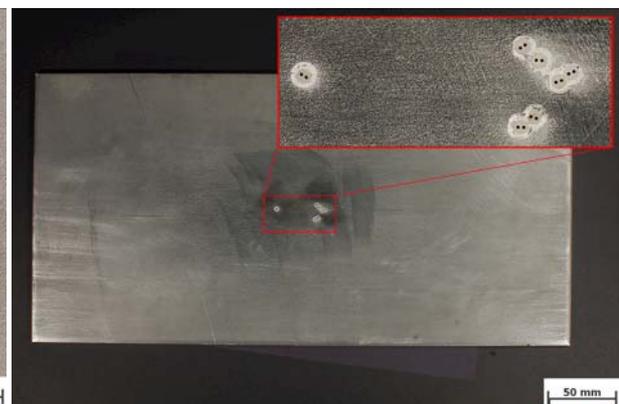
Abbildung 5-4: Wasserauffangbecken

5.1.3 Unterlage für Thermoelemente an der Unterseite

Da im Rahmen dieser Arbeit die Temperaturen an der Ober- und Unterseite der Probenbleche erfasst werden musste eine Unterlegplatte zur Durchführung der Thermoelemente hergestellt werden. Auf der Oberseite des Bleches wurden die Thermoelemente punktgeschweißt. An der Unterseite mussten die Thermoelemente noch unter der Probenplatte herausgeführt werden. Ziel hierbei war es die Temperaturen direkt unter dem Pin zu messen. Es stellte sich jedoch das Problem, dass die hohen auftretenden Kräfte das sich im teigigen Zustand befindliche Grundmaterial in Öffnungen an der Unterlage pressen.



Bildbreite: 78.08 mm; (Brennweite/Blende/Bel.Zeit: 105; 25; 1/4s)
Bildname: dq10u172.jpg



Bildbreite: 447.96 mm; (Brennweite/Blende/Bel.Zeit: 24; 13; 1/8s)
Bildname: dq10u242.jpg

Abbildung 5-5: ausgetretenes Grundmaterial S012

Abbildung 5-6: Unterlegplatte

Dieses Austreten des Grundmaterials, aufgetreten bei einer Schweißung, ist in Abbildung 5-5 dargestellt. Es musste also eine Unterlegplatte (Abbildung 5-6) mit fix definiertem Abstand der Thermoelemente zum Schweißzentrum gefertigt werden die dies verhindert. Weiters mussten die Thermoelemente gegen die Platte elektrisch isoliert werden.

Wegen der hohen auftretenden Kräfte und der hohen Temperatur, fiel die Wahl auf Isolierröhrchen aus Keramik, mit einem Aussendurchmesser von 2mm. Diese wurden mit dem spezial Hochtemperaturklebstoff OMEGABOND® 600 der Firma Newport® Omega® eingeklebt. Einen kurzen Überblick über die mechanischen Eigenschaften des Klebstoffs gibt Tabelle 5-2.

Tabelle 5-2: mechanische Eigenschaften OMOGABOND 600® [38]

OMEGABOND® 600	
Max. Betriebstemperatur	1427°C
Thermischer Ausdehnungskoeffizient	$4,68 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$
Dichte	2563 kg/m ³
Zugfestigkeit	17,58 kg/cm ²
Druckfestigkeit	310 – 385 kg/cm ²

Dieser Klebstoff wurde vor allem wegen seiner hohen Temperaturbeständigkeit und der hohen Druckfestigkeit ausgewählt.

5.2 Rasterelektronenmikroskop

Für einige Untersuchungen reichten die normalen Lichtmikroskope nicht aus. Auch eine Bestimmung der vorhandenen Elemente war nötig. Somit kamen die Rasterelektronenmikroskopie (REM) und die energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) zum Einsatz. Drei verschiedenen Typen von Rasterelektronenmikroskopen kamen zum Einsatz. Eines befindet sich am IWS der TU Graz und zwei am Institut für Elektronenmikroskopie und Feinstrukturforschung (FELMI) der TU Graz.

5.2.1 LEO 1450 VP

Mit dem Rasterelektronenmikroskop LEO 1450 VP des IWS, sind Vergrößerungen bis 300.000-fach (theoretischer Wert) möglich (Abbildung 5-7).

Für die EDX-Analyse kam ein BRUKER XFlash® Sensor mit dazugehöriger QUANTAX® Analysesoftware zum Einsatz.

5.2.2 FEI Quanta 200 SEM

Einige der REM/EDX Untersuchungen wurden am Institut für Elektronenmikroskopie und Feinstrukturforchung (FELMI) der TU Graz durchgeführt. Hierzu wurde ein Rasterelektronenmikroskop vom Typ Quanta 200 des Herstellers FEI mit EDAX Genesis Detektor verwendet [39].

5.2.3 ZEISS Ultra 55

Für die Untersuchung einer Probe mittels EBSD Sensor am FELMI wurde das Rasterelektronenmikroskop vom Typ Ultra 55, dargestellt in Abbildung 5-8, des deutschen Herstellers ZEISS verwendet. Die mögliche Vergrößerung im SE-Modus liegt zwischen 12 und 1.000.000, die Vergrößerung mit EsB-Sensor zwischen 120 und 1.000.000 [40]

Mit diesem REM wurde ein OIM-Mapping für eine Probe angefertigt.



Abbildung 5-7: LEO 1450 VP des IWS der TU Graz



Abbildung 5-8: Zeiss Ultra 55 des FELMI der TU Graz[40]

5.3 Mikrosonde

Für weitere Untersuchungen wurde eine Mikrosonde des Typs Superprobe JXA 8200 des Herstellers JEOL heran gezogen. Die Mikrosonde und die dazugehörige Arbeitsstation sind in Abbildung 5-10 dargestellt. Sie ist am Department for Applied Geological Sciences and Geophysics in Leoben installiert.

Die wichtigsten charakteristischen Eigenschaften sind [41]:

1. 5 WDS Spektrometer mit Unterschiedlichen Analysekristallen für die Analyse aller Elemente zwischen Bor und Uran. Es können bis zu 30 Elemente gleichzeitig quantitativ bestimmt werden
2. Ein Si(Li) EDS-Dedektor
3. Sekundär- und Rückstrahlelektronenmikroskopie mit einer Vergrößerung von 40 bis 300.000x.
4. Möglichkeit für hochauflösende digitale Röntgen-Mapping mit beiden EDS und WDS Spektrometern und Bildverarbeitungs-Software für die Bildanalyse.
5. Kathodolumineszenzdetektor
6. Alle Analyseverfahren sind Vollautomatisch

Qualitative Analysen können ab einer Partikelgröße von ca. $1\mu\text{m}$ durchgeführt werden. Für eine quantitative Messung sind Partikel von einer Größe von ca. $3\mu\text{m}$ erforderlich

Eine schematische Abbildung der Anordnung der einzelnen Detektoren ist in Abbildung 5-9 gegeben.

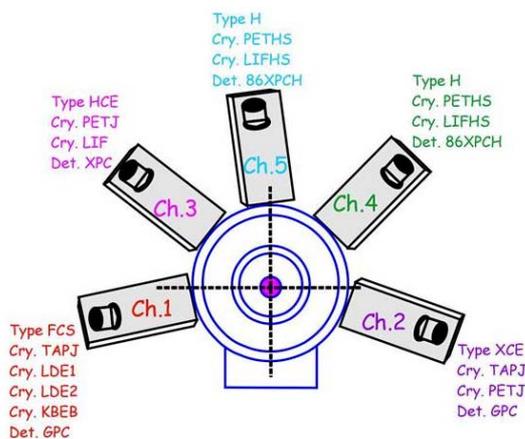


Abbildung 5-9: Anordnung der Detektoren der Mikrosonde [40]



Abbildung 5-10: Mikrosonde und Arbeitsstation

5.4 Härtemessung

Die erforderlichen Härtemessungen wurden am IWS mit einem automatischen Härtemessgerät vom Typ M1C 010 der Firma EMCOTest (Abbildung 5-11) durchgeführt.

Der Große Vorteil dieser Härtemessanlage ist das sie selbständig die Härte mehrerer Proben bzw. einen ganzen, zuvor definierten Bereich einer Probe messen kann. Somit ist es auch möglich Härtemappings zu erstellen.



Abbildung 5-11: automatisches Härtemessgerät EMCOTest M1C 010

Es kann die Härte nach Vickers, Rockwell, Brinell und Knop von bis zu 6 Proben gleichzeitig bestimmt werden.

6 Schweißversuche Friction Stir Welding

Dieses Kapitel beschäftigt sich mit dem Versuchsaufbau und der Durchführung der Schweißversuche.

6.1 Versuchsaufbau

Um mögliche Einflüsse der Temperatur auf die Mikrostruktur am Ende der Schweißung zu verhindern, wurden das Probenblech sowie das Werkzeug mit Wasser abgeschreckt. Zu diesem Zweck wurde das in Kapitel 5.1.2 beschriebene Auffangbecken hergestellt.

Um einen quasistationären Temperaturzustand am Ende der Schweißung zu erreichen, wurden die Schweißungen in einer Länge von 70mm ausgeführt. Am Ende der Schweißstrecke wurde der Not-Aus-Knopf der Fernsteuerung der Anlage betätigt um die Schweißung sofort zu beenden. Diese Technik wird Stop-Action Technik genannt. Im selben Moment wurde das Wasser in den Versuchsraum eingebracht um das Gefüge „einzufrieren“. Der genaue Aufbau ist in Abbildung 6-1 dargestellt.

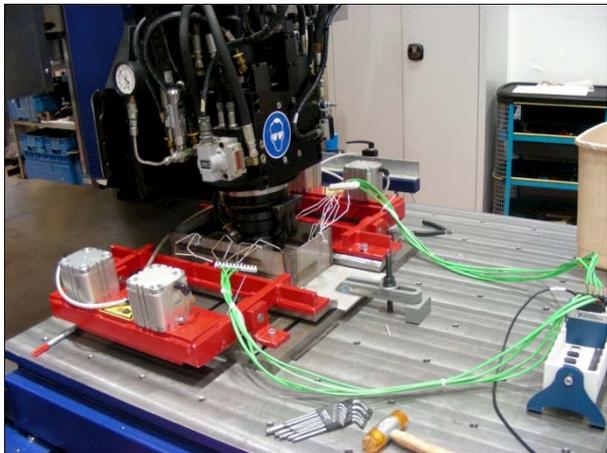


Abbildung 6-1: Versuchsaufbau



Abbildung 6-2: Probenblech mit Thermoelementen

Um die Belastungen für die Anlage und das verwendete Werkzeug so gering wie möglich zu halten wurde am Anfang der Schweißung ein Loch mit 6mm Durchmesser in das Probenblech gebohrt. Dieses Pilotloch erhöht die Standzeit des Werkzeugs, denn gerade beim Eindringen des Pins in den festen Grundwerkstoff kommt es zu hohen Belastungen

Das Wasserauffangbecken wird, mit dem Probenblech gemeinsam, mittels pneumatischer oder mechanischer Spanneinrichtung am Tisch befestigt und durch handelsübliches Sanitärsilikon gegen die Probenplatte abgedichtet. Nach einer Stunde Trocknung konnte der Versuch durchgeführt werden.

Da für eine genaue Untersuchung der Mikrostruktur sowohl eine Betrachtung der Oberfläche der Probe als auch des Gefüges in Dickenrichtung nötig ist, mussten Oberflächen und Querschliffe angefertigt werden (siehe Abbildung 7-1 und Abbildung 7-2 Auf Seite 43). Dadurch dass die Querschliffe und die Oberflächenschliffe teilweise im Selben Bereich der Schweißnaht liegen musste jeder Versuch zwei mal durchgeführt werden.

Aus diesem Grund bestand nun auch die Möglichkeit, mehrere Temperaturmessungen durchzuführen. Auf Grund der Temperaturmessbox ist man jedoch auf 8 Thermoelemente pro Messung beschränkt. Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Temperatur an der Oberseite und an der Unterseite des Probenblechs gemessen.

Wie bereits in Kapitel 4.3.2.1 erwähnt ist, bleiben bei der Schweißung mittels Kraftsteuerung die Kräfte und Drehmomente konstant. Da in dieser Arbeit der Einfluss der Schweißparameter untersucht werden sollte, ist es naheliegend die Schweißungen kraftgesteuert durchzuführen, um möglichst konstante Schweißungen zu ermöglichen. Aus diesem Grund wurden alle Schweißungen kraftgesteuert durchgeführt.

6.2 Temperaturmessung

Zum Messen der Temperatur wurden K-Type Thermoelemente verwendet, welche mittels Punktschweißung an dem Probenblech befestigt wurden. Für die Messung der Temperatur an der Blechunterseite wurden jedoch, um den Versuchsaufbau zu erleichtern, die Thermoelemente nicht mehr punktgeschweißt, sondern in der in Kapitel 5.1.3 beschriebenen Unterlage befestigt. Die hohen auftretenden Prozesskräfte gewährleisteten, dass die Thermoelemente das Probenblech an der Unterseite berührten.

An der Oberseite wurden die Thermoelemente, wie in Abbildung 6-2 dargestellt, befestigt. Der Abstand der Thermoelemente zur Schweißnahtmitte der einzelnen Thermoelemente wurde so gewählt, dass sie außerhalb der Schulter liegen damit sie beim Überfahren mit

dem Werkzeug nicht zerstört werden. Die genauen Abstände sind in Abbildung 6-3 dargestellt.

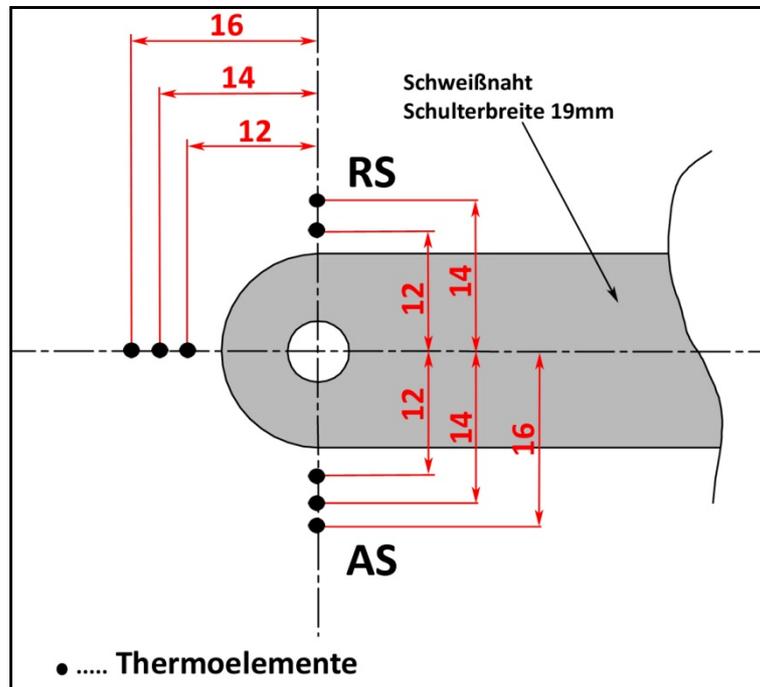


Abbildung 6-3: Lage der Thermoelemente an der Oberseite der Probe

Zur Temperaturmessung wurde mit einem Messdatenaufzeichnungs-Chassis der Firma National Instruments vom Typ NI cDAQ-9172 gearbeitet. Dieses Messchassis bietet die Möglichkeit, acht Eingangsmodule zu betreiben. Im Rahmen dieser Arbeit wurde mit zwei Thermoelement-Eingangsmodulen des Typs NI 9211 von National Instruments gearbeitet. Jedes dieser Module bietet die Möglichkeit vier Thermoelemente anzuschließen. Somit konnten während des Versuchs die Messergebnisse von bis zu acht Thermoelementen aufgezeichnet werden.

Die gemessenen Temperaturen wurden mittels eines Messprogrammes in LabVIEW aufbereitet und ausgegeben.

6.3 Verwendeter Werkstoff

Für die Schweißungen wurden 4 mm dicke Bleche, des austenitischen nichtrostenden Stahl 1.4301, verwendet. Die chemische Zusammensetzung nach Norm und die wichtigsten mechanischen Eigenschaften sind bereits in Kapitel 4.6.5 erläutert worden.

Bei der Firma Magna Steyr wurde die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes mittels optischen Emissionsspektrometer bestimmt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 6-1 zusammengefasst. Der gesamte Prüfbericht befindet sich im Anhang auf Seite 103.

Tabelle 6-1: chemische Zusammensetzung aus der optischen Emissionsspektromie in Gew.%

	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	N
Soll	≤ 0,07	≤ 1	≤ 2	≤ 0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17 – 19,5	8 – 10,5
Ist	0,02	0,47	1,43	0,028	0,001	0,07	17,9	7,92

Es zeigt sich, dass der Nickelgehalt des verwendeten Grundwerkstoff unter den Grenzen der Norm liegt (Vergleich mit Kapitel 4.6.5).

6.3.1 Einschlüsse

Weitere Untersuchung mit dem Rasterelektronenmikroskop brachten Einschlüsse zum Vorschein, die zu großen Prozentsätzen aus Aluminium, Silizium, Calcium, Titan und Magnesium bestanden (Abbildung 6-4).

Aluminium ist ein sehr häufig angewendetes Desoxidations- und Denitrierungsmittel. Ebenso werden Silizium, Titan und Calcium als Desoxidationsmittel eingesetzt. Dies legt die Vermutung nahe, dass es sich bei diesen Einschlüssen um Schlacke handelt.

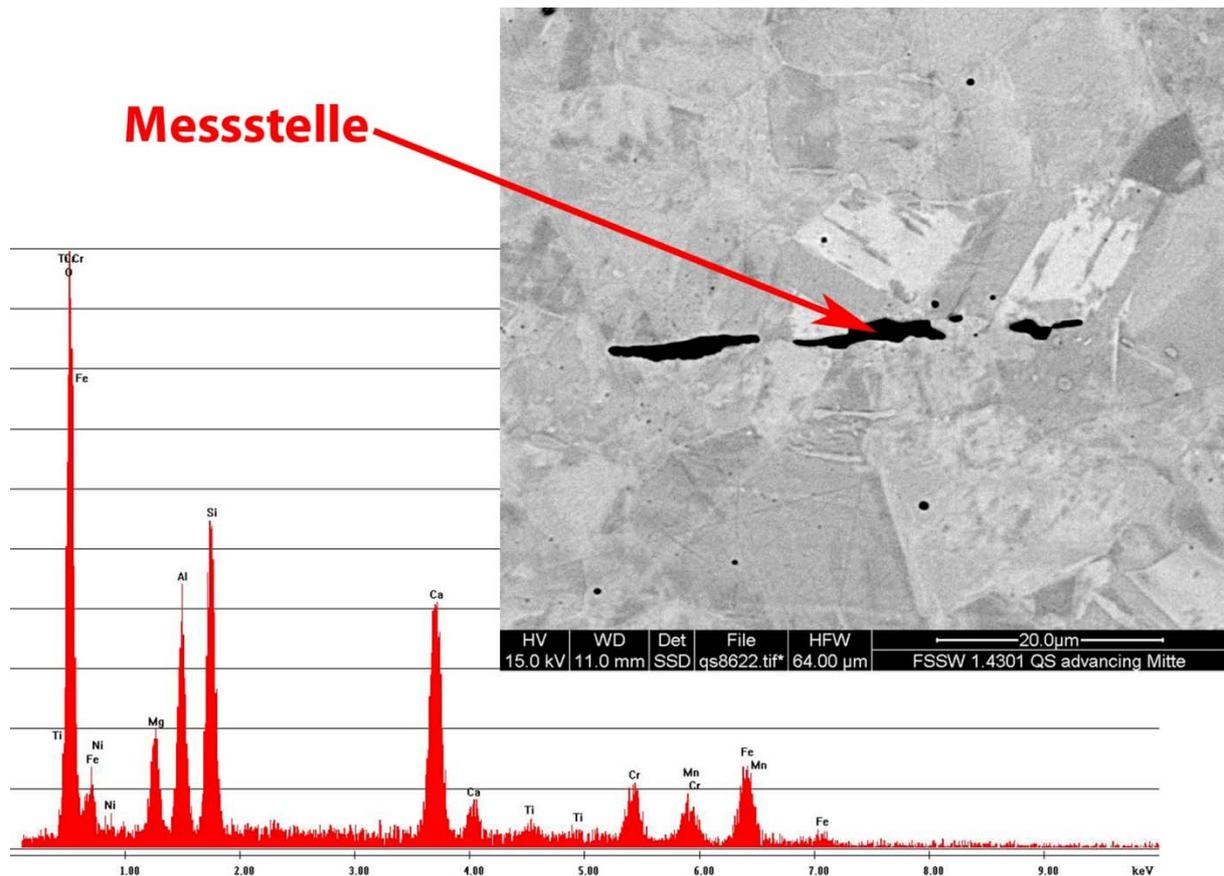


Abbildung 6-4: Schlackeneinschluß Grundmaterial

6.4 Werkzeuge

Für die Versuche wurden zwei verschiedene Werkzeuge eingesetzt. Sie unterscheiden sich nur im Material. Die Geometrie der beiden Werkzeuge war gleich. Die genauen Abmessungen können aus der Zeichnung im Anhang dieser Arbeit auf Seite 101 entnommen werden.

6.4.1 WC-Co Werkzeug

Als Erstes kam ein Wolframkarbid Werkzeug mit einem Kobaltbinder zum Einsatz. Der grundlegende Herstellungsprozess und einige Grunddaten wurden bereits in Kapitel 4.7.3 erläutert.

Tabelle 6-2: Zusammensetzung des WC-Co Werkzeugs [46]

WC [Gew. %]	Co [Gew. %]	Korngröße	Härte [HV30]
92	8	Extragrob (>6µm)	1275

In Tabelle 6-2 ist ein grober Überblick über die Zusammensetzung und die Eigenschaften des Werkzeugs gegeben. [46]

6.4.2 WRe Werkzeug

In den weiteren Versuchen kam auch ein Werkzeug aus Wolfram-Rhenium zum Einsatz. Die Zusammensetzung und die Härte des Werkzeugs können aus Tabelle 6-3 entnommen werden

Tabelle 6-3: Zusammensetzung und Härte des WRe-Werkzeug [46]

W [Gew. %]	Re [Gew. %]	Härte [HV 10]
75	25	481

6.5 Parameterfenster WC-Co Werkzeug

Da es in dieser Arbeit um die Auswirkungen der Schweißparameter Vorschub und Drehzahl auf die Mikrostruktur geht, beschränkt sich das Parameterfenster auch auf diese beiden Einflussgrößen. Die Anpresskraft wurde mit 19 kN bei allen Schweißungen konstant gehalten. Für das Wolframkarbidwerkzeug wurde der Vorschub von 80 auf 150 mm/min und die Drehzahl von 650 auf 950 U/min gesteigert. Bei der Steigerung der Drehzahl wurde der Vorschub und bei der Steigerung des Vorschubs die Drehzahl konstant gehalten.

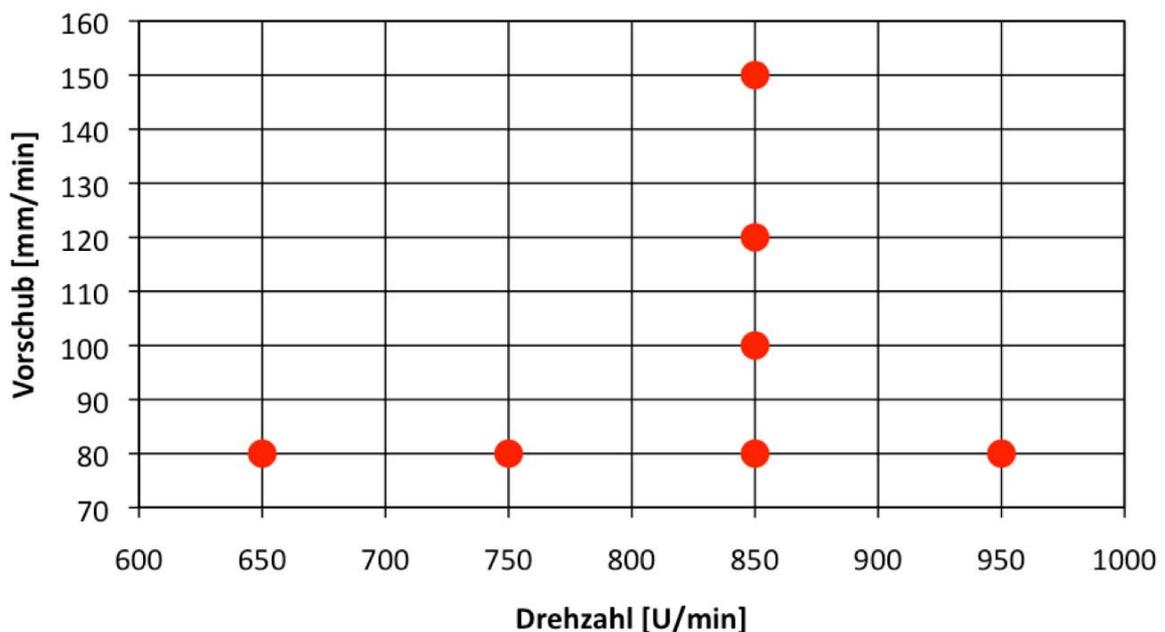


Abbildung 6-5: Parameterfenster WC-Co Werkzeug

In Abbildung 6-5 sind die genauen Parameter der Schweißungen mit dem Wolframkarbid-Werkzeug gegeben.

6.5.1 Schweißung ohne Pin

Zusätzlich wurde noch eine Schweißung mit einem Werkzeug mit einer Durchgehenden Schulter durchgeführt. Der Schulterdurchmesser war gleich wie bei den anderen Werkzeugen. Sinn und Zweck dieser Schweißung war es den Einfluss des Pins auf das Temperaturfeld an der Ober- und Unterseite der Schweißprobe festzustellen. Die Parameter dieser Schweißung sind in Tabelle 6-4 gegeben.

Tabelle 6-4: Parameter für die Schweißung ohne Pin

	Drehzahl [U/min]	Vorschub [mm/min]	Anpresskraft [kN]
Schweißung ohne Pin	950	80	19

6.6 Parameterfenster WRe Werkzeug

Bei den Schweißungen mit dem Wolfram-Rhenium Werkzeug wurde nur die Drehzahl von 450 auf 550 U/min bei einem Vorschub von 80 mm/min gesteigert.

6.6.1 Low-Force-Welding

Vor allem bei der Schweißung von Stahl kann eine FSW-Anlage sehr schnell an ihre Grenzen stoßen. Wenn dicke Bleche geschweißt werden, ist eine einseitige Schweißung oft nicht mehr möglich. Entweder die Maschine kann die benötigten Axialkräfte nicht mehr aufbringen, oder das Werkzeug hält den Beanspruchungen nicht mehr Stand.

Aus diesem Grund wurde im Rahmen dieser Arbeit eine sogenannte Low-Force-Schweißung durchgeführt. Hierbei wurde die Drehzahl stark gesteigert und die Anpresskraft wurde reduziert. Ziel dieses Versuches war es, die Belastungen auf das Werkzeug und die Maschine zu reduzieren und dabei trotzdem eine qualitativ hochwertige Schweißnaht zu produzieren. Die genauen Schweißparameter für die Schweißungen mit dem WRe Werkzeug sind in Abbildung 6-6 dargestellt

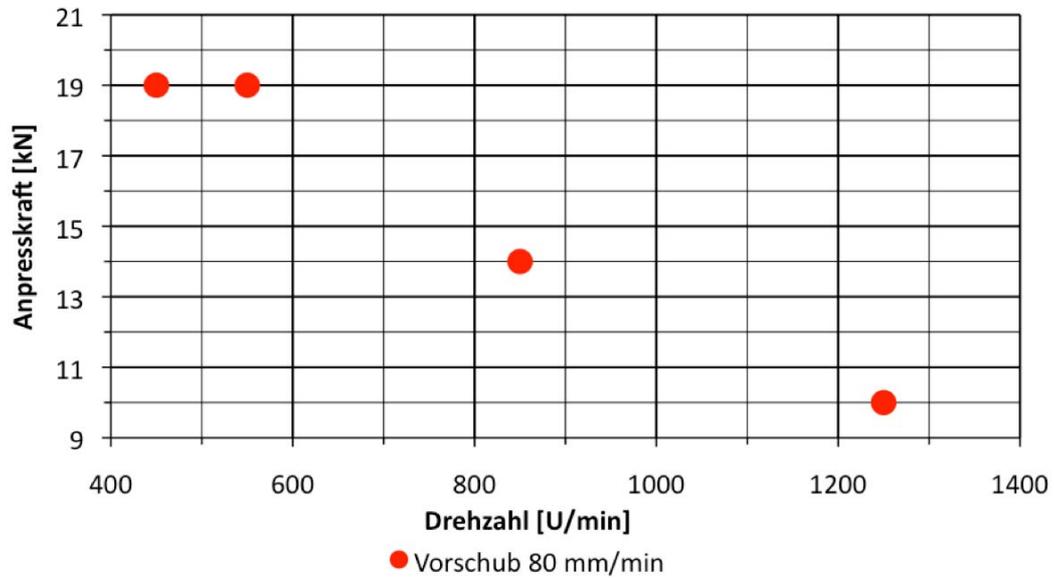


Abbildung 6-6: Parameterfenster WRe-Werkzeug

6.7 Schweißplan

Um sowohl Quer- und Oberflächenschliffe (ersichtlich in Abbildung 7-1 und Abbildung 7-2 auf Seite 43) und um die Temperatur an der Ober- und Unterseite messen zu können, musste jede Schweißung zweimal durchgeführt werden. Weiters wurde bei der Schweißung S027 die Drehzahl stufenweise erhöht und der Anpressdruck gesenkt (Abbildung 6-7). Dies führt zu dem in Tabelle 6-5 dargestellten Schweißplan

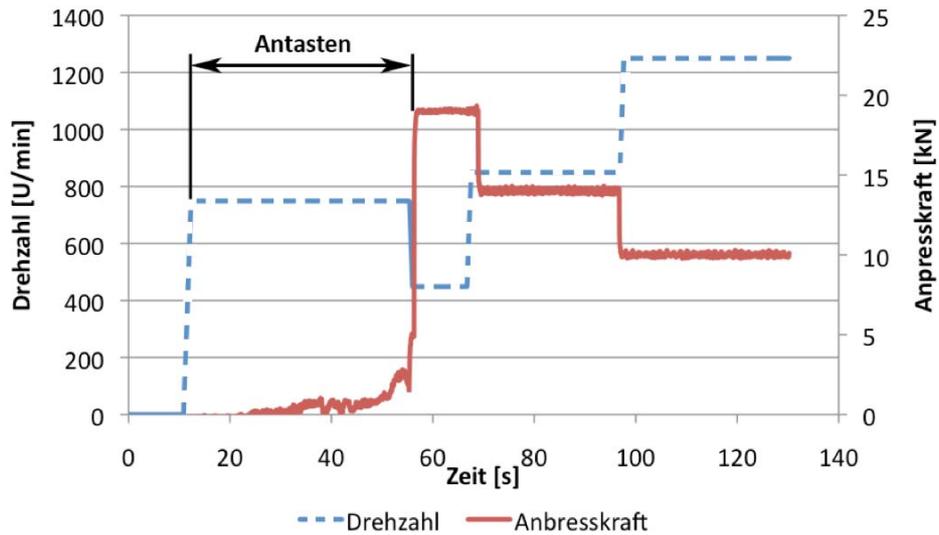


Abbildung 6-7: Drehzahl und Anpresskraft bei der Lowforce-Schweißung

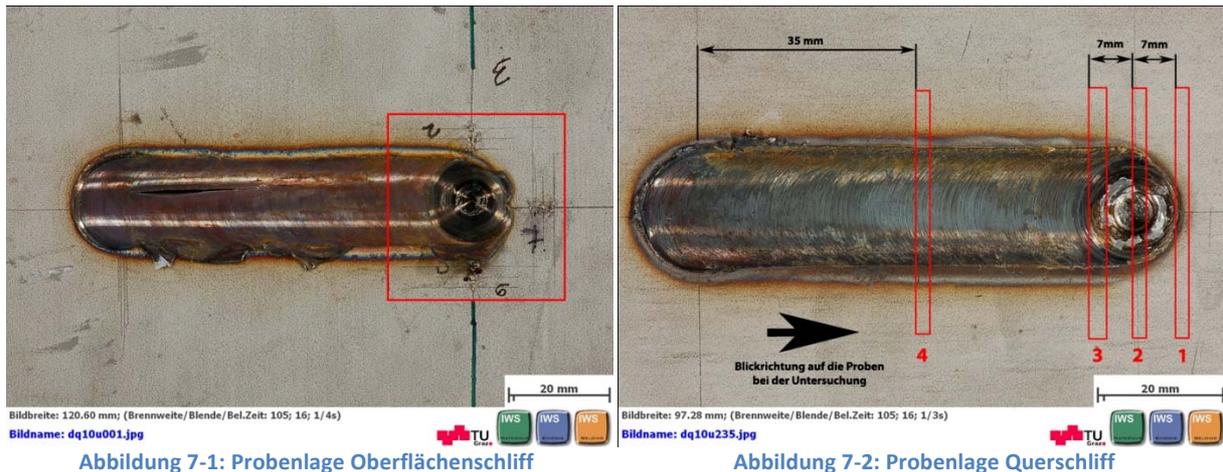
Tabelle 6-5: Durchgeführte Schweißversuche

Schweißversuchs-Nr.	Drehzahl [U/min]	Vorschub Mm/min	Anpresskraft [kN]	Anmerkung
S001	750	80	19	
S002	850	80		
S003	950	80		Schweißung ohne Pin
S004	950	80		
S005	850	100		
S006	850	120		
S007	450	80		
S008	550	80		
S009	650	80		
S010	850	150		
S014	750	80		
S015	850	80		
S016	950	80		
S017	850	100		
S018	850	120		
S020	450	80		
S021	550	80		
S022	650	80		
S023	850	150		
S025	950	80		Schweißung ohne Pin
S027	450		19	Low-Force-Welding
	850	80	14	
	1250		10	

7 Proben und Analyse

7.1 Probenentnahme

Um die Ergebnisse vergleichen zu können, wurden die Proben für die Untersuchungen immer an der gleichen Stelle entnommen. Die genaue Lage der Proben für den Oberflächen- und den Querschliff sind in Abbildung 7-1 und Abbildung 7-2 dargestellt.



Die Proben für die Oberflächenschliffe wurden entsprechend der Schweißversuchsnummer benannt. Den Proben für die Querschliffe wurde zusätzlich noch die Nummer der Probenlage hinzugefügt. So ist zum Beispiel die Probe S015/2 die Probe die aus der Mitte des Endlochs der Schweißung S015 entnommen wurde.

Eine Ausnahme war hier die Schweißung S027 die mit drei verschiedenen Drehzahlen geschweißt wurde (Abbildung 6-7). Bei dieser Low-Force Schweißung wurden die metallurgischen Proben im Bereich der 850 U/min und 1250 U/min entnommen. Dieser Bereich deckt sich mit der Lage der Thermoelemente wie sie an der Unterlegplatte angebracht sind. In Abbildung 7-3 sind die genauen Abstände eingetragen.

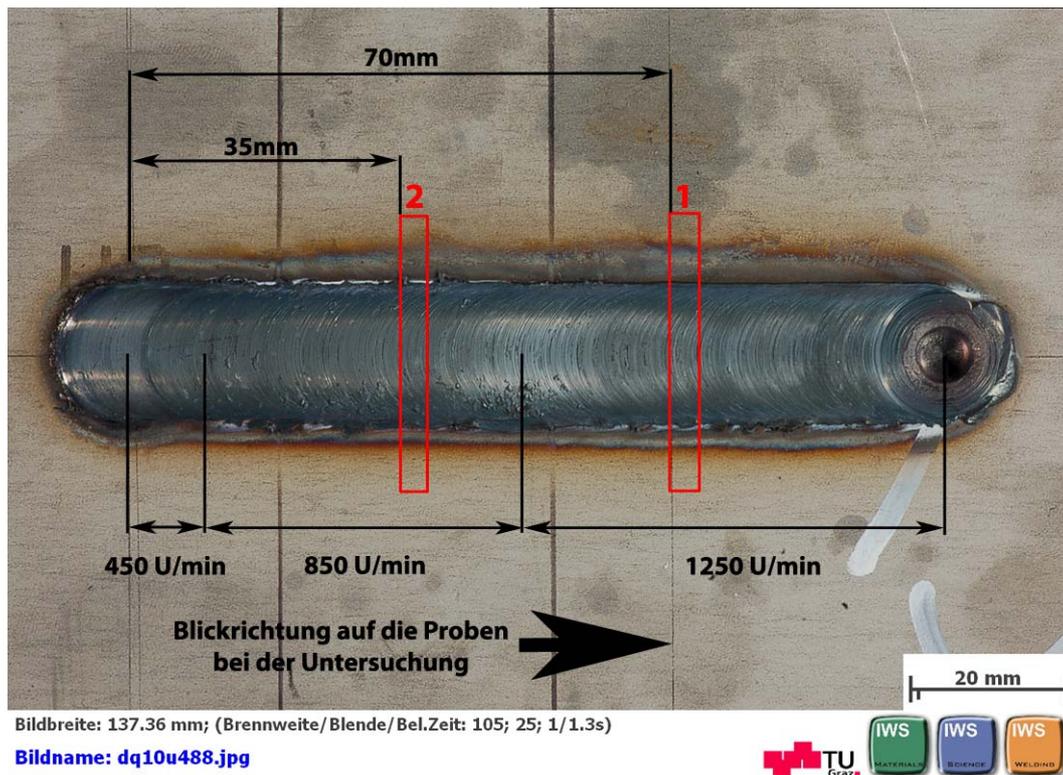


Abbildung 7-3: Probenentnahme Low-Force-Welding

7.2 Verwendete Analyseverfahren

Nach der Schweißung wurden sämtliche Schweißproben einer genauen Untersuchung mit dem Lichtmikroskop unterzogen. Einige ausgewählte Proben wurden mit dem Rasterelektronenmikroskop untersucht. Weiters wurde bei einer Probe eine OIM-Analyse durchgeführt. Einige Proben wurden auch einer Härtemessung unterzogen.

7.2.1 Metallographische Untersuchung

Nach einer Sichtkontrolle und der Dokumentation der Schweißung wurden die Proben für die metallographische Untersuchung entnommen. Dies wurden mit einer Präzisions-Nassschleifmaschine durchgeführt. Die so erhaltenen Proben wurden im Anschluss bei einer Temperatur von 180°C in einer Epoxidharz-Mischung eingebettet. Nach dem Schleifen wurden die Proben poliert und anschließend mit 3 verschiedenen Ätzmitteln geätzt.

Die verwendeten Ätzmittel und Ätzverfahren waren:

- **V2A-Beize:** Die V2A-Beize ist ein speziell für CrNi-Stähle entwickeltes Ätzmittel. Die Beize wurde auf ca. 70°C erwärmt und anschließend wurde die Probe zwischen 45 und 60 Sekunden geätzt [47].
- **10%ige Oxalsäure:** Die Ätzung mittels Oxalsäure wurde elektrolytisch durchgeführt. Der Parameter Spannung wurde von 9 bis 20 Volt variiert und die Ätzzeiten dementsprechend zwischen 5 und 20 Sekunden angepasst [47].
- **Ätzmittel nach Murikami:** Das Ätzmittel nach Murikami ist speziell für die Anzeige von Ferrit und Sigma-Phase entwickelt worden. Austenit wird nicht angegriffen. Für den verwendeten Stahl musste die Konzentration leicht angepasst werden. Die Zusammensetzung ist in Tabelle 7-1 gegeben [47].

Tabelle 7-1: verändertes Murikami Ätzmittel

Destilliertes Wasser	60 ml
Kaliumhydroxid	30 g
Kaliumferricyanid	30 g

Nach dem Ätzen wurden die Proben einer genauen metallographischen Untersuchung mit dem Lichtmikroskop unterzogen.

7.2.2 Korngrößenvermessung

Im Rahmen der Arbeit sollte auch untersucht werden, wie sich die durchschnittliche Korngröße bei Veränderung der Schweißparameter verhält. Dazu wurden die Fotos, welche mit dem Lichtmikroskop erstellt wurden, mittels Linienschnittverfahren [48] ausgewertet. Diese Untersuchung wurde nur in der Rührzone durchgeführt da es hier zur statischen und zur dynamischen Rekristallisation kommt.

7.2.3 REM/EDX Untersuchungen

Einige der Proben wurden einer Untersuchung mit dem Rasterelektronenmikroskop unterzogen. Hier wurde vor allem nach Unregelmäßigkeiten im Gefüge gesucht und diese dann mit dem EDX-Sensor analysiert. Die Probe S021/4 wurde am Institut für Elektronenmikroskopie und Feinstrukturforschung (FELMI) der TU Graz analysiert und zusätzlich einer OIM-Analyse durchgeführt. Die restlichen am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik. Die verwendeten Mikroskope sind im Kapitel 5.2 erklärt.

7.2.4 Mikrosonde/WDX Untersuchungen

Die Proben S027/1 und S027/2 wurden in Leoben mit der in Kapitel 5.3 beschriebenen Mikrosonde untersucht. Hierbei wurde vor allem die Zusammensetzung feinsten Ausscheidungen mittels WDX-Detektoren analysiert. Weiters wurden auch Mappings der wichtigsten Legierungselemente an der Querschliffoberfläche angefertigt, um die Verteilung darzustellen.

7.2.5 Härtemessung

Eine Härteprüfung wurde sowohl an der Oberfläche der Probe als auch am Querschliff durchgeführt. Die Messung wurde vollautomatisch im Labor des IWS durchgeführt.

8 Ergebnisse der Arbeit

Nun sollen die Ergebnisse der Versuche und deren Auswertung erläutert werden

8.1 Ergebnisse der Temperaturmessung und der Maschinendaten

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der einzelnen Temperaturmessungen und der eingebrachten Energien gegenübergestellt.

Die Spitzentemperaturen an der Oberseite wurden, wie in Abbildung 8-1 dargestellt, im Moment des Abschreckens bestimmt. Somit konnte der Maximalwert festgestellt werden.

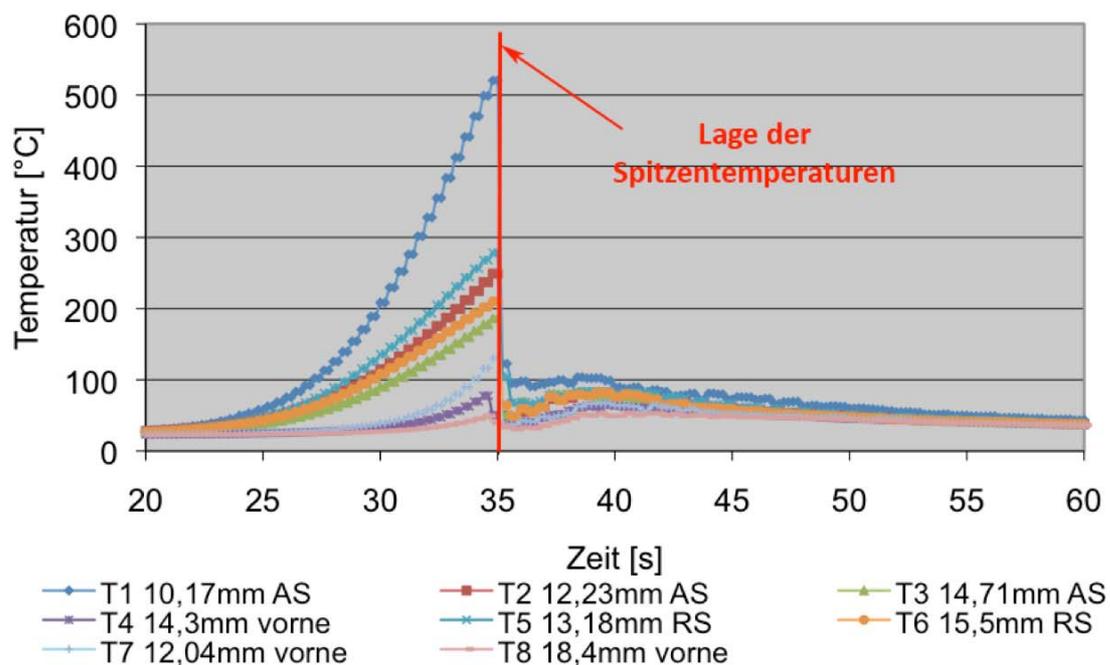


Abbildung 8-1: Lage der Spitzentemperatur im Temperatur/Zeit-Diagramm am Beispiel der Schweißung S001

8.1.1 Eingebrachte Energie

Die eingebrachte Wärme während der Schweißung wird zu einem sehr großen Teil durch Reibung erzeugt. Da sich mit steigender Temperatur der Reibkoeffizient ändert ist die Berechnung sehr aufwendig und vor allem nur mittels Abschätzung möglich.

Eine vereinfachte Berechnung der eingebrachten Energie ist mit folgender Formel, möglich [45]:

$$E = \frac{2\pi}{60} \int_{t_1}^{t_2} (T - T_0) r \cdot dt$$

Formel 1: Eingebrachte Energie

E ... eingebrachte Energie [J]

T ... Drehmoment während der Schweißung [Nm]

T₀ ... Leerlaufdrehmoment [Nm]

r ... Drehzahl [U/min]

t₁ ... Startzeitpunkt [s]

t₂ ... Endzeitpunkt [s]

Bei dieser Formel wird davon ausgegangen, dass keine Energie an die Umgebung und an die Unterlage abgegeben wird. Ein Vergleich der Ergebnisse ist nur dann zulässig wenn die Randbedingungen der zu vergleichenden Schweißung nicht verändert werden. So dürfen die Energien von verschiedenen Werkzeugen/Materialien nicht verglichen werden [45].

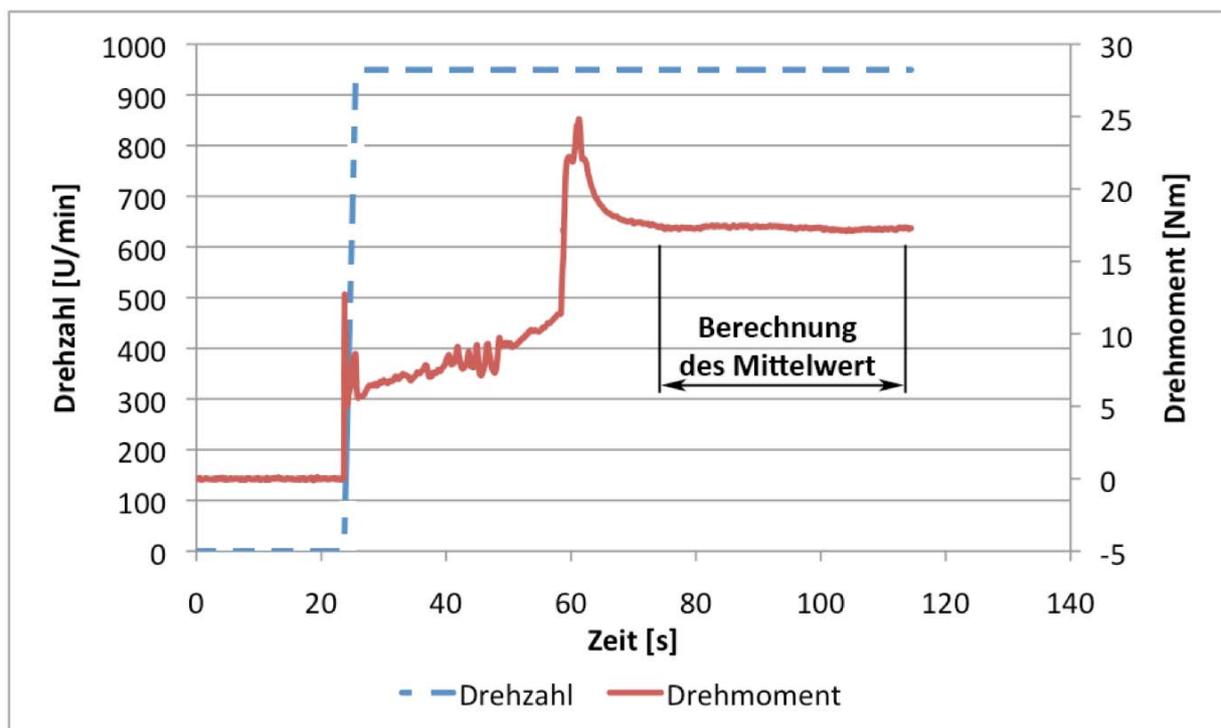


Abbildung 8-2: Entnahme Mittelwerte für die Berechnung der eingebrachten Energie

Da das Drehmoment während der Schweißung nicht konstant ist, konnte ein Mittelwert erst ab einem quasistationären Drehmomentenzustand berechnet werden. Abbildung 8-2 zeigt einen typischen Drehmoment- und Drehzahlverlauf während einer FSW-Schweißung. Ebenfalls ist der Bereich erkennbar über den der Mittelwert gebildet wurde.

Da sich die Schweißungen auch in der Vorschubgeschwindigkeit unterscheiden, müssen die Energien, um die Vergleichbarkeit zu gewährleisten, auf einen Millimeter Schweißweg bezogen werden.

$$E_s = \frac{E}{s}$$

Formel 2: Eingebachte Energie pro Längeneinheit

E_s ... Eingebachte Energie pro Längeneinheit [J/mm]

E ... Eingebachte Energie [J]

s ... zurückgelegter Weg [mm]

Eine Vergleichbarkeit mit der Streckenenergie bei konventionellen Schmelzschweißverfahren ist laut [1] nicht gegeben

8.1.2 Konstante Drehzahl und steigender Vorschub

Für die Untersuchung des Einflusses des Vorschubs wurden vier Vorschubstufen bei einer konstanten Drehzahl von 850 U/min gewählt. In Tabelle 8-1 sind diese Versuche dargestellt.

Tabelle 8-1: Schweißparameter Vorschubvariation

Ver.-Nr.	Drehzahl [U/min]	Vorschub [mm/min]	z-Kraft [kN]	Werkzeug
S002	850	80	19	WC-Co
S005		100		
S010		150		
S015		80		
S017		100		
S023		150		

Bei den Versuchen S002, S005 und S010 wurde die Temperaturmessung an der Oberseite, bei den Schweißungen S015, S017 und S023 an der Unterseite vorgenommen.

8.1.2.1 Temperatur an der Oberfläche der Probe

Wie aus Abbildung 8-3 ersichtlich ändern sich die Spitzentemperaturen nicht so signifikant wie erwartet. Zwar ist der Temperaturanstieg Nahe der Schulter eindeutig erkennbar, jedoch wird der Unterschied immer geringer je weiter die Thermoelemente von der Schulter entfernt sind.

Vergleicht man nun die Spitzentemperaturen der Einzelnen Schweißungen in Abbildung 8-3 mit den berechneten, eingebrachten Energien in Abbildung 8-4, ist ersichtlich das die Schweißungen mit hohem Vorschub eine Niedrigere Spitzentemperatur haben müssen.

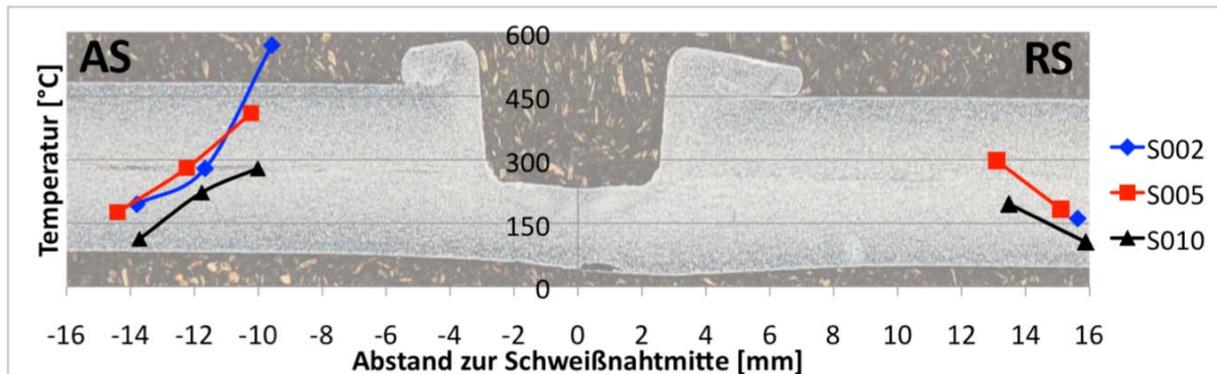


Abbildung 8-3: Spitzentemperaturen an der Oberseite S002/S005/S010

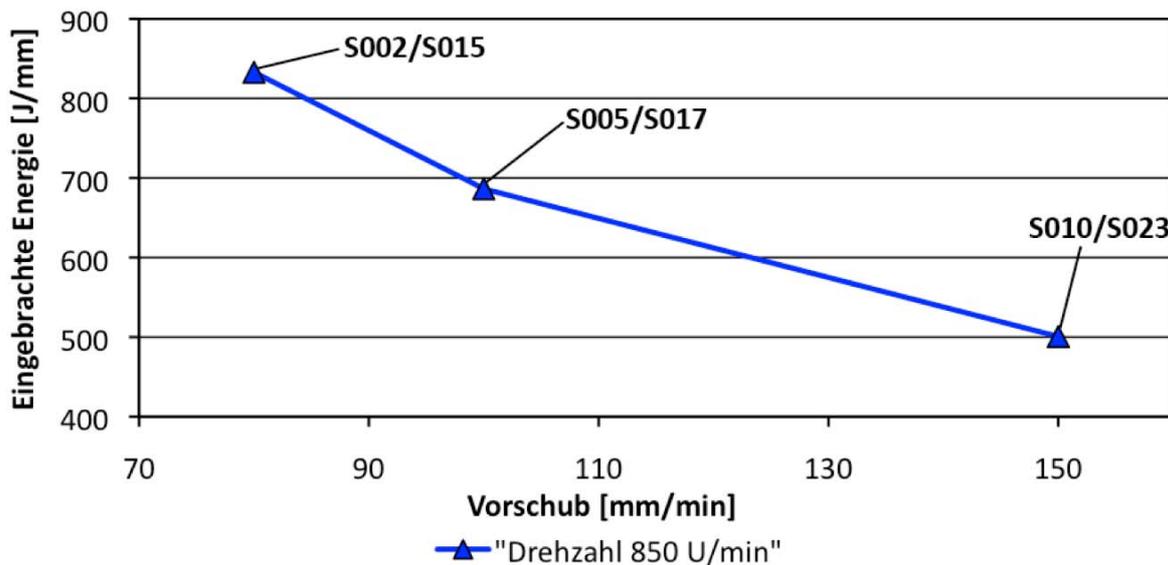


Abbildung 8-4: Eingebrachte Energie für steigendem Vorschub

Die Ergebnisse, dargestellt in Abbildung 8-3 zeigen, dass sich die Spitzentemperaturen mit steigendem Abstand zum Schweißzentrum sehr schnell annähern. Besteht in einem Abstand von ca. 10 mm zum Schweißzentrum noch ein Unterschied der Spitzentemperaturen von ca. 50°C bei den Schweißungen S002 und S005 so liegen sie im Abstand von 14mm bereits auf demselben Temperaturniveau. Die Temperaturen innerhalb der Rührzone konnten leider nicht gemessen werden, da die Thermoelemente in diesem Bereich von der Schulter des Werkzeugs zerstört würden.

8.1.2.2 Temperatur an der Unterseite der Probe

Wie in Kapitel 6.2 erklärt wurden auch die Temperaturen an der Unterseite der Probe gemessen. Wie an der Oberseite der Probe war auch hier grundsätzlich ein Anstieg der Spitzentemperaturen mit sinkendem Vorschub zu erwarten. Abbildung 8-5 zeigt jedoch nur im Bereich des ersten Thermoelements auf der Advancing Side diesen Anstieg. Vor allem auf der Retreating Side können hier keine eindeutigen Aussagen getroffen werden.

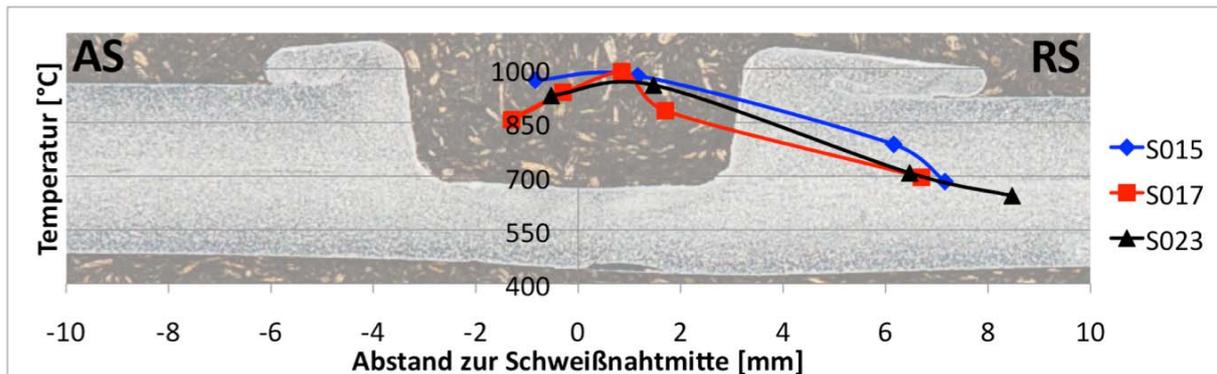


Abbildung 8-5: Spitzentemperatur an der Unterseite S015/S017/S023

Die bereits relativ kleinen Temperaturunterschiede an der Oberfläche werden durch den Wärmeverlust resultierend aus Ableitung und Strahlung an der Unterseite noch geringer.

8.1.3 Konstanter Vorschub und steigende Drehzahl

Auch die Variation des Parameters Drehzahl wurde im Rahmen diese Arbeit durchgeführt. Bei einem konstanten Vorschub von 80 mm/min wurde die Drehzahl von 650 bis 950 U/min für das Werkzeug aus WC-Co und von 450 bis 550 U/min für das Werkzeug aus einer Wolfram-Rhenium Legierung gesteigert.

Die Ergebnisse der Schweißungen mit dem Wolfram-Rhenium Werkzeug werden im Kapitel 8.1.5 zusammen mit den Low-Force Schweißversuchen erläutert.

Tabelle 8-2: : Schweißparameter Drehzahlvariation WC-Co Werkzeug, Vorschub 80mm/min und Anpresskraft 19 kN

Ver.-Nr.	Drehzahl [U/min]
S001	750
S002	850
S004	950
S009	650
S014	750
S015	850
S016	950

8.1.3.1 Temperatur an der Oberseite der Probe

Grundsätzlich wurde auch bei der Steigerung der Drehzahl ein Anstieg der Temperatur erwartet. Die Ergebnisse, dargestellt in Abbildung 8-6, zeigten jedoch keine wesentlichen Tendenz in diese Richtung. Einzig die Schweißung S004 zeigt im Bereich der Schulter auf der leicht höhere Spitzentemperaturen. Betrachtet man nun die eingebrachte Energie bei steigender Drehzahl, dargestellt in Abbildung 8-9, ist erkennbar das diese sich sehr ähnlich verhält.

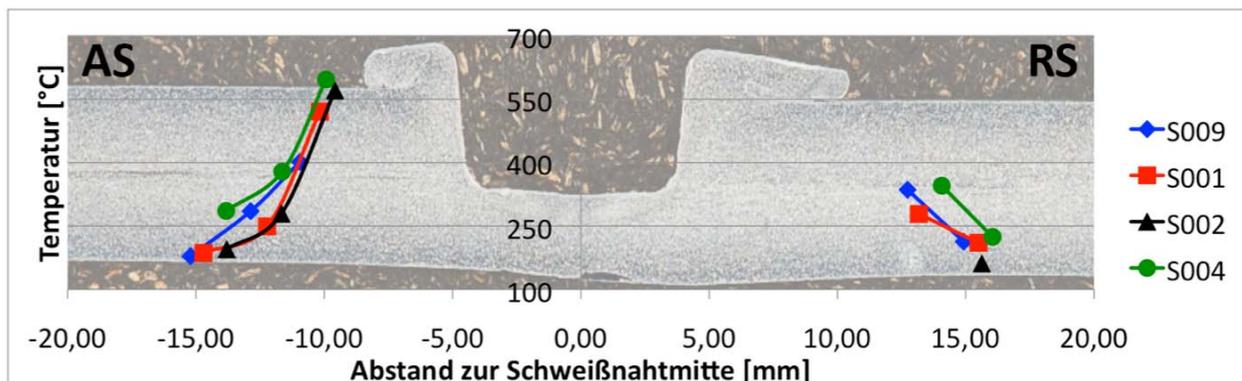


Abbildung 8-6: Spitzentemperatur an der Oberseite S001/S002/S004/S009

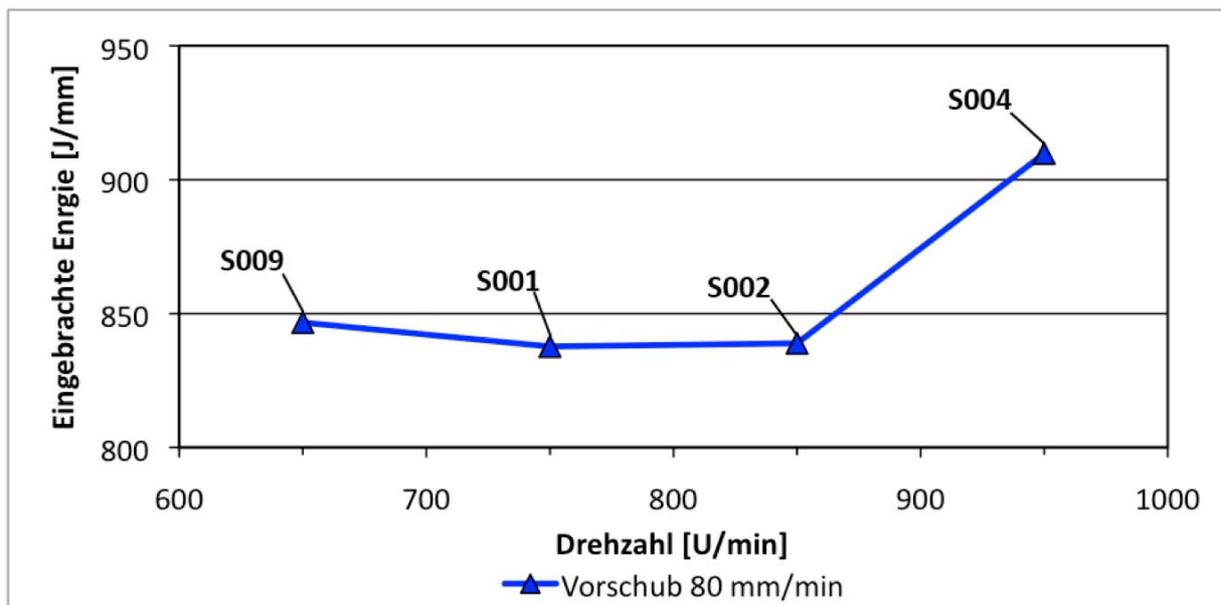


Abbildung 8-7: Eingebrachte Energie bei steigender Drehzahl

Einzig die Schweißung S004, mit einer Drehzahl von 950 U/min zeigt eine um ca. 8% höhere eingebrachte Energie.

8.1.3.2 Temperatur an der Unterseite der Probe

Wie im vorigen Kapitel bereits erwähnt, zeigt die eingebrachte Energie keine großen Unterschiede bei steigender Drehzahl. Daraus resultierten auch sehr ähnliche Temperaturverläufe der einzelnen Schweißungen. Dieser Punkt lässt bei der Auswertung der Ergebnisse an der Unterseite der Probe Ähnliches erwarten.

Die Spitzentemperaturen an der Unterseite sind in Abbildung 8-8 dargestellt.

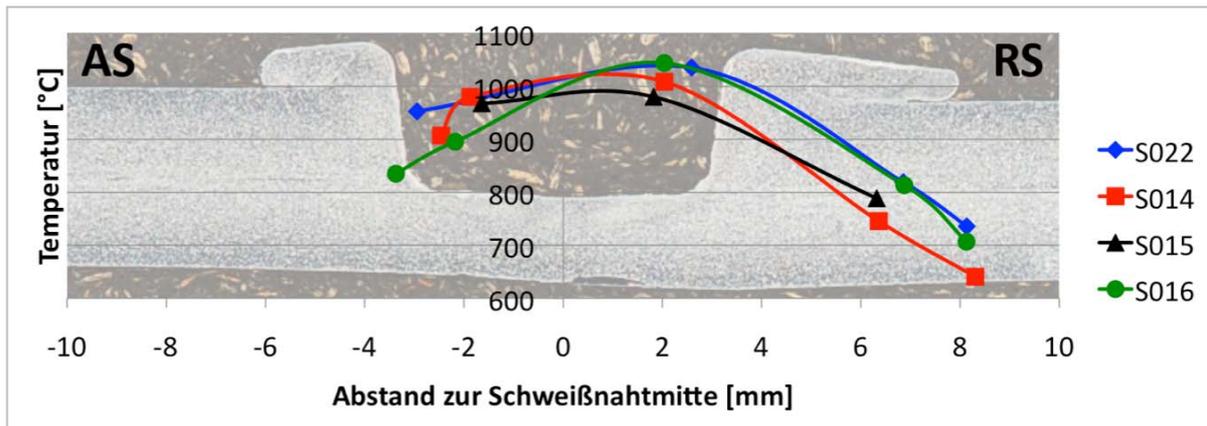


Abbildung 8-8: Spitzentemperatur an der Unterseite S022/S014/S015/S016

Die Ergebnisse bestätigen die Annahmen die nach der Bestimmung der eingebrachten Energien getroffen wurden. Nur die Schweißung S022, bei der diese höher ist zeigt leicht erhöhte Spitzentemperaturen.

Somit kann gesagt werden, dass sich bei Steigerung der Drehzahl die resultierende Temperatur über die eingebrachte Energie abgeschätzt werden kann.

8.1.4 Schweißung ohne Pin

Wie in Kapitel 4.1 bereits erwähnt, wird die Wärme beim Rührreißschweißen durch drei Mechanismen eingebracht. Reibung zwischen Schulter und Werkstück, Reibung zwischen dem Pin und dem Werkstück und der Verformung des Grundmaterials. Hierbei trägt die Reibung zwischen Schulter und Werkstück am stärksten zur Generierung der Wärme bei [46].

In Tabelle 8-3 sind die einzelnen Schweißungen dargestellt. Die verwendeten Parameter waren Drehzahl 950 U/min, Vorschub 80 mm/min und Anpresskraft 19 kN. Alle Schweißungen wurden mit einem Werkzeug aus WC-Co durchgeführt

Tabelle 8-3: Schweißparameter "Schweißung ohne Pin" Drehzahl 950U/min, Vorschub 80 mm/min, Anpresskraft 19 kN und Werkzeug aus WC-Co

Ver.-Nr.	
S003	ohne Pin
S004	mit Pin
S025	ohne Pin
S016	mit Pin

Das Ergebnis der Temperaturmessung an der Oberseite, dargestellt in Abbildung 8-9, zeigt auf der Advancing Side, dass das Fehlen des Pin keinen Einfluß auf die Spitzentemperatur hat. Die gemessenen Temperaturen liegen ziemlich genau auf einer Geraden. Auf der Retreating Side liegt die Temperatur der Schweißung ohne Pin unter der Schweißung mit Pin. Dies ist bedingt durch eine ungleichmäßigere Auflagefläche der Schweißung S003. In Abbildung 8-10 ist erkennbar, dass die Schulter am Ende der Schweißung auf der RS nicht vollständig aufgelegt ist.

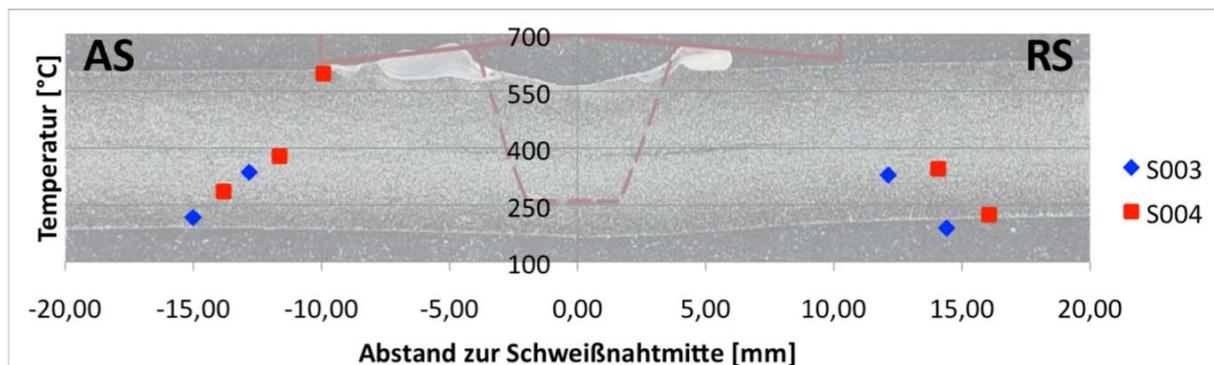


Abbildung 8-9: Spitzentemperatur an der Oberseite S003/S004



Abbildung 8-10: Unvollständige Auflage der Schulter auf der RS bei der Schweißung S003

Somit lässt sich sagen, dass der Pin keinen Einfluss auf die Spitzentemperatur außerhalb der Schulter hat. Unter der Schulter konnte die Auswirkung des Pins nicht bestimmt werden.

Auch der Einfluss des Pins auf die Temperatur an der Unterseite der Probe wurde untersucht. Abbildung 8-11 zeigt die Spitzentemperaturen die an der Unterseite im Abstand zur Schweißnahtmitte gemessen. Hier ist der Unterschied zwischen der Schweißung mit und ohne Pin eindeutig erkennbar. Der Temperaturunterschied liegt hier im Bereich von 150 bis 200°C.

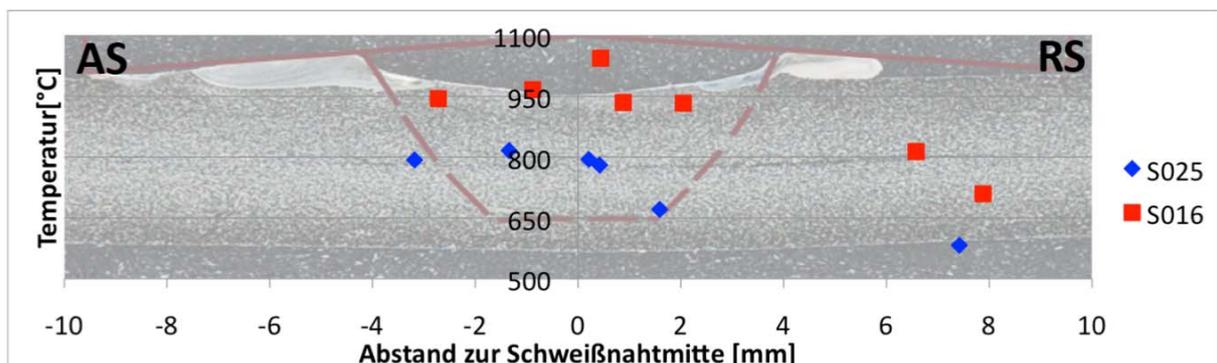


Abbildung 8-11: Spitzentemperatur an der Unterseite S025/S016

Die Reibungswärme zwischen Pin und Werkstück, die Wärme die durch die Verrührung erzeugt wird sowie der Transport des erwärmten Materials an die Unterseite des Probenbleches sorgt für eine um ca. 220°C höhere Spitztemperatur. Dies ist natürlich sehr stark von der Dicke des verwendet Blechs abhängig, da ohne Pin nur Wärme nur durch Leitung an die Unterseite gelangt.

Betrachtet man auch bei diesen Schweißungen die eingebrachte Energie, so zeigt sich eine Erhöhung um 4,3 % mit Pin. Dies erklärt auch, dass an der Oberfläche der Probenplatte fast kein Unterschied in der Temperatur zu erkennen ist. Der Temperaturunterschied an der Unterseite lässt sich vor allem durch die fehlende Materialbewegung und das Fehlen der nahen Wärmequelle, die Fläche an der Unterseite des Pin, erklären.

Die eingebrachten Energiemengen der Schweißungen S025 und S016 sind in Abbildung 8-12 dargestellt.

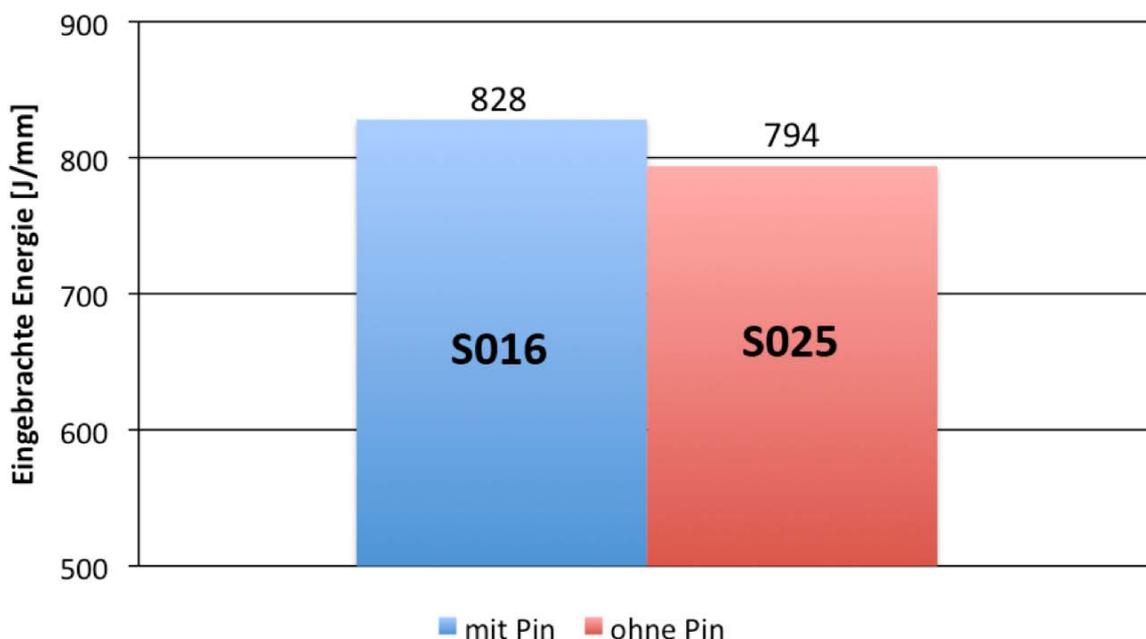


Abbildung 8-12: Eingebrachte Energie mit/ohne Pin

8.1.5 Schweißungen mit dem WRe Werkzeug und Low Force Welding

Nun soll auf alle Schweißungen die mit dem WRe Werkzeug durchgeführt wurden eingegangen werden. Bei den Schweißversuchen S007 bis S021 wurde nur die Drehzahl geändert. Bei den „Low-Force-Schweißungen“ wurde sowohl die Drehzahl als auch die Anpresskraft verändert. Die genauen Schweißparameter können aus Tabelle 8-4 entnommen werden. Da bei den Low-Force Schweißungen die Temperaturen nur an der Unterseite

gemessen wurden sollen auch bei den Schweißungen mit der Drehzahl 450 und 550 U/min nur die Temperaturen an der Unterseite für den Vergleich herangezogen werden.

Tabelle 8-4: Schweißparameter WRe-Werkzeug, Vorschub 80 mm/min

Ver.- Nr.	Drehzahl [U/min]	z-Kraft [kN]
S007	450	19
S008	550	
S020	450	
S021	550	
Low-Force Welding		
S027	850	16
S027	1250	10

Das erhoffte Ergebnis der Low Force Schweißung war bei gleichzeitig ausreichender Verrührung, die Prozesskräfte zu senken und die Wärmeeinbringung zu steigern. Die resultierenden Temperaturen zeigen schon eine gute Tendenz in diese Richtung. In Abbildung 8-13 sind die Spitzentemperaturen an der Unterseite des Probenbleches dargestellt. Hier zeigt sich, dass der Temperaturanstieg bei einer Steigerung der Drehzahl von 450 auf 850 U/min kaum zu erkennen ist. Bei der Steigerung der Drehzahl von 850 auf 1250 U/min steigt die Temperatur um beinahe 100°C an. Anzumerken ist hier jedoch, dass bei den Schweißungen mit 850 und 1250 U/min die Kraft in z-Richtung (Anpresskraft des Werkzeugs) gesenkt wurde. Zum Vergleich werden auch hier wieder die eingebrachten Energiemengen betrachtet. Abbildung 8-14 zeigt, dass diese ebenfalls eine solche Tendenz aufweisen.

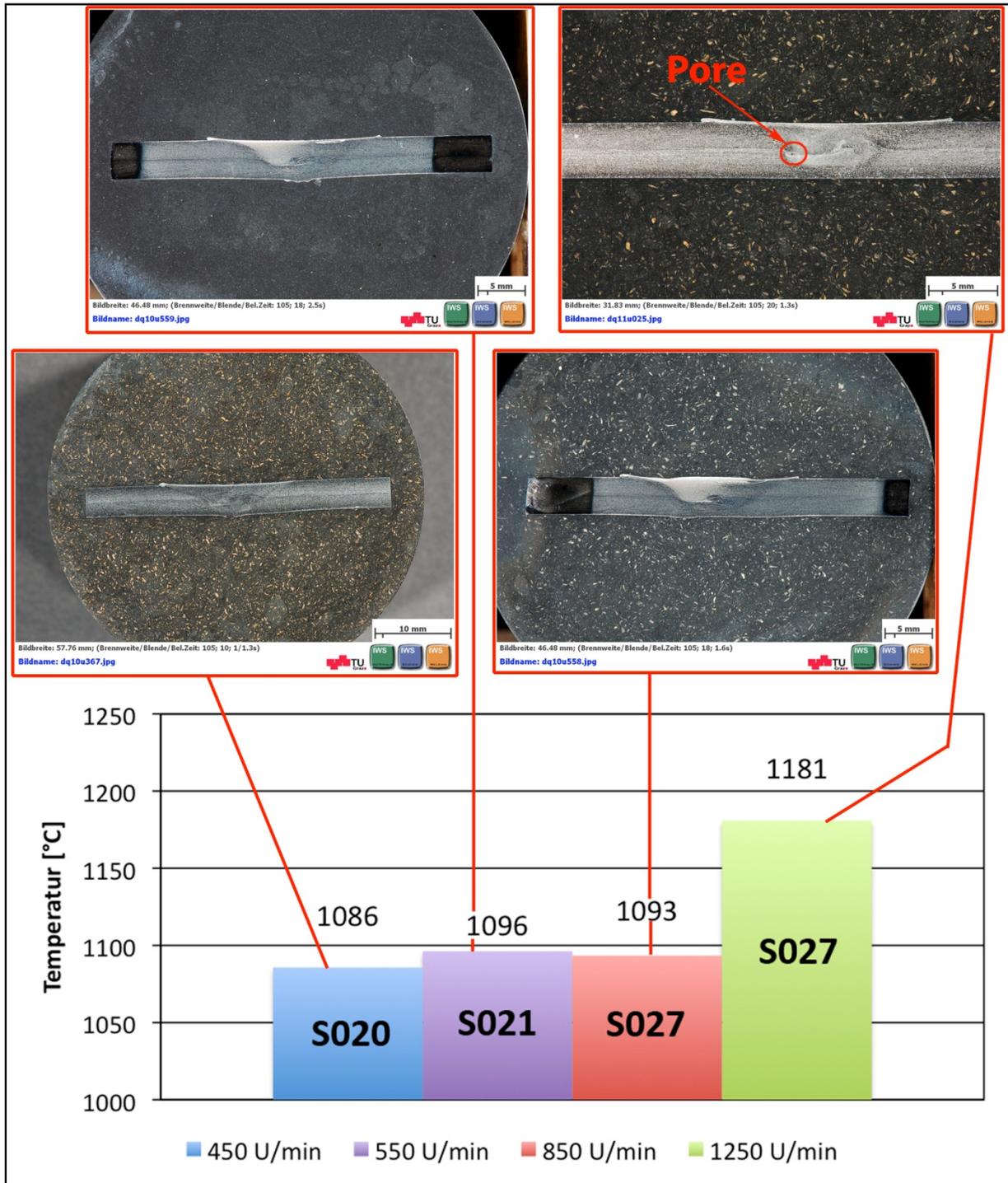


Abbildung 8-13: Spitzentemperaturen an der Unterseite bei Low Force Welding mit entsprechendem Querschliff

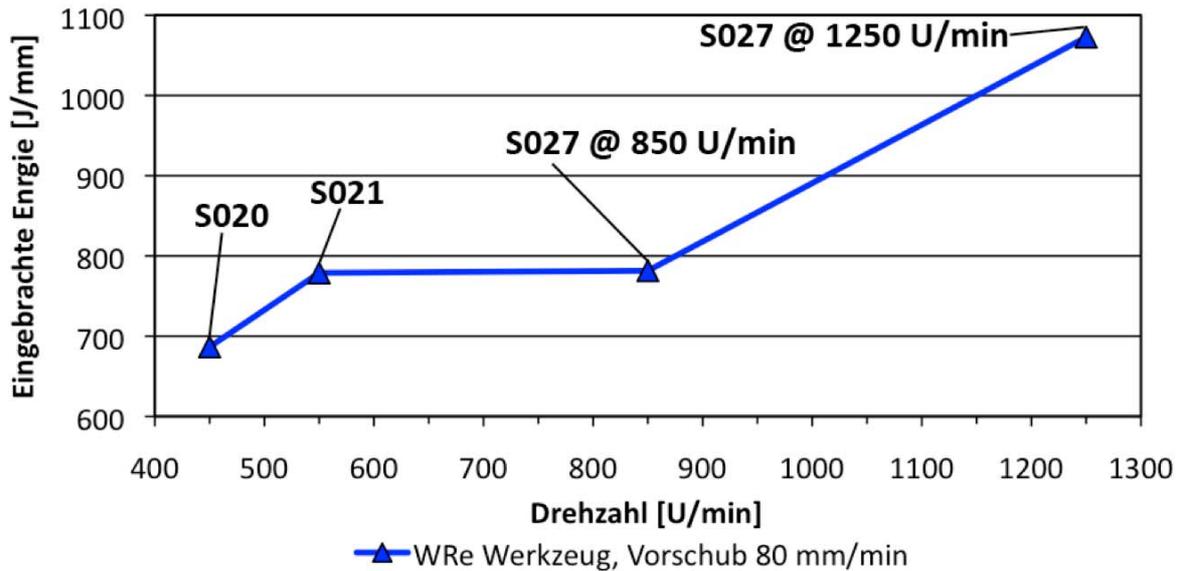


Abbildung 8-14: Eingebrachte Energie WRe-Werkzeug

Ein wichtiger Punkt ist, dass bei den Schweißungen mit 550 und 850 U/min nahezu identische Spitzentemperaturen und eingebrachte Energien realisiert wurden, jedoch die Anpresskraft um 9 kN gesenkt werden konnte.

8.1.5.1 Kräfte und Drehmomente bei der Low-Force Schweißung

Ziel dieses Versuches war es, die Prozesskräfte zu verringern um auch dickere Schweißungen einseitig ausführen zu können. Die Ergebnisse der Messung der Kraft in Anpressrichtung und des Drehmoments, dargestellt in Abbildung 8-15, zeigen, dass die Belastungen stark reduziert werden können. Die Kraft in z-Richtung wird beinahe halbiert und das Drehmoment konnte von rund 25 Nm auf 16 Nm reduziert werden.

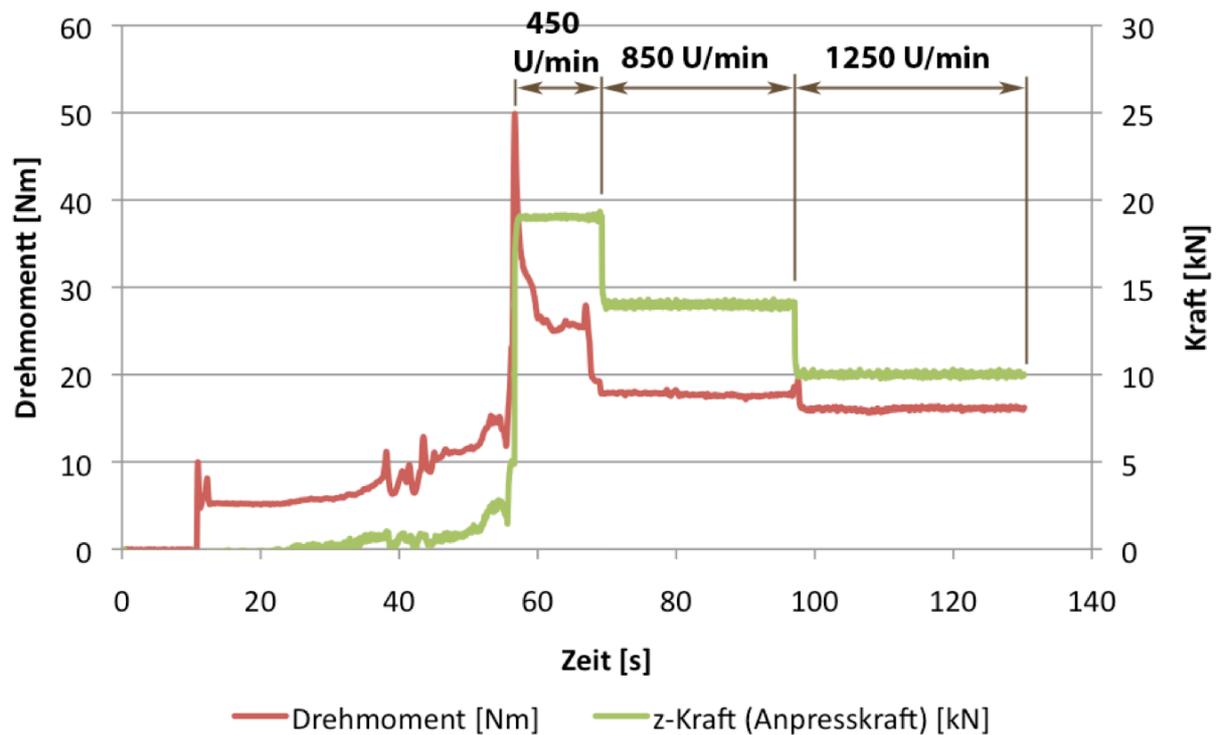


Abbildung 8-15: Prozesskräfte Low Force Welding

Jedoch muss auch festgehalten werden, dass sich die Antriebsleistung für die Spindel erhöht. Da eine Auswertung der Kraftkomponente in Vorschubrichtung auf Grund der stark Schwankenden Messergebnisse (ersichtlich in Abbildung 8-16) nicht sinnvoll möglich war, und das Niveau verglichen mit der Rotationsleistung sehr klein ist, wird hier nur die rotatorische Antriebsleistung der Werkzeugspindel verglichen.

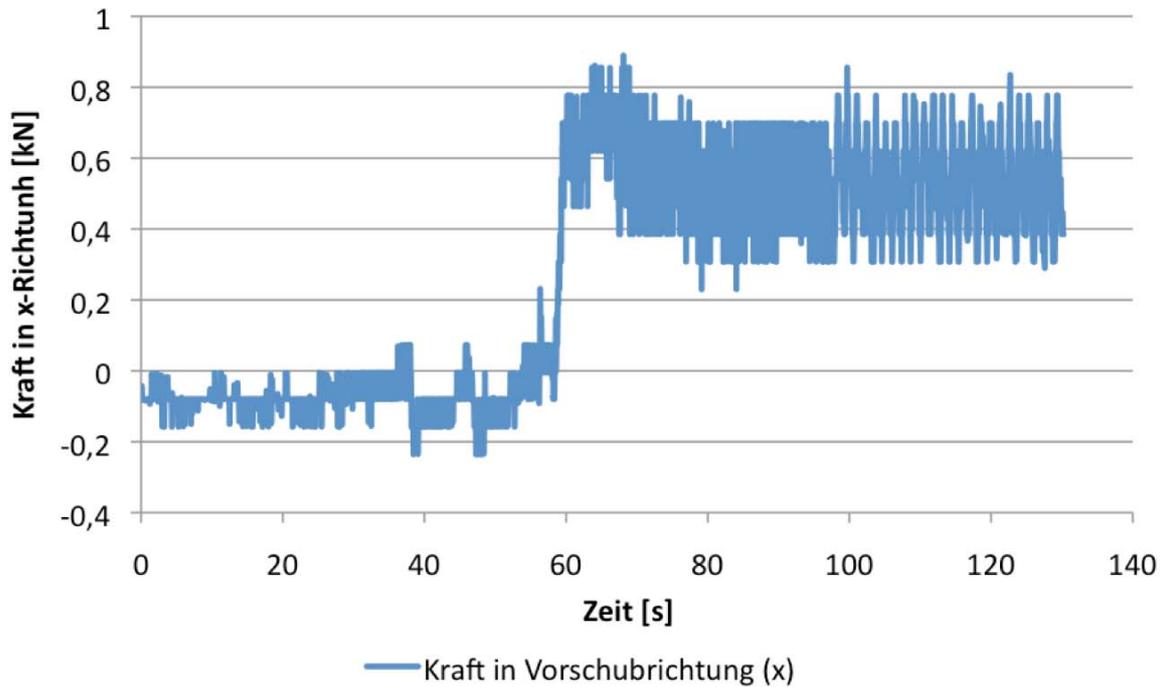


Abbildung 8-16: Kraft in Vorschubrichtung der Schweißung S027

Die Leistung wurde nach folgender Gleichung berechnet:

$$P[W] = M \times \omega = M \times \frac{n \times \pi}{30}$$

Formel 3: Leistung

P ... Antriebsleistung [W]

ω ... Winkelgeschwindigkeit [rad/s]

n ... Drehzahl [U/min]

M ... Antriebsmoment [Nm]

Die daraus resultierenden Leistungssteigerungen sind in Tabelle 8-5 dargestellt.

Tabelle 8-5: Resultierende Antriebsleistung

Drehzahl [U/min]	Mittleres Drehmoment [Nm]	Leistung [W]
450	24,53	1156
850	17,73	1578
1250	16,08	2105

Das Ergebnis zeigt, dass die Prozesskräfte deutlich reduziert werden können, aber dafür die Antriebsleistung steigt.

Bei der Auslegung einer FSW-Anlage ist jedoch nicht die Antriebsleistung die beschränkende Größe. Viel größere Probleme stellen hier die Lager, die die Axialkräfte aufnehmen müssen dar. Somit kann die steigende Antriebsleistung in Bezug auf die Konstruktion der Maschine vernachlässigt werden. Einzig der leicht erhöhte Energieverbrauch sollte bedacht werden.

8.2 Ergebnis der metallographischen Untersuchung

Hier soll nun auf die makroskopische und mikroskopische Untersuchung der Schweißungen eingegangen werden.

8.2.1 Sichtkontrolle

Die Schweißproben wurden nach der Schweißung einer Sichtkontrolle unterzogen. Hier wurde vor allem auf Schweißdefekte wie Öffnungen an der Schweißnahtoberfläche und eine nicht Vollständige Auflage der Schulter auf der Werkstückoberfläche geachtet. Diese Defekte sind in Abbildung 8-17 dargestellt.



Abbildung 8-17: Schweißdefekte

Danach wurden Oberflächen- und Querschliffe angefertigt und einer makroskopischen Untersuchung unterzogen. Hier sollten Defekte festgestellt werden die nicht an die Oberfläche der Schweißnaht getreten sind.

Tabelle 8-6: Ergebnisse der makroskopischen Untersuchung

Nr.	Vorschub [mm/min]	Drehzahl [U/min]	E _s [J/mm]	Aufgetretene Fehler		
				Öffnung bis zur Oberfläche	Überhöhung der Naht	Poren/ Schlauchporen
WC-Co Werkzeug						
S001/14	80	750	838			
S002/15	80	850	833			X
S004/16	80	950	910	X	X	
S005/17	100	850	686	X	X	
S006/18	120	850	601	X	X	
S010/23	150	850	501	X	X	
S009/22	80	650	847			
WRe-Werkzeug						
S007/20	80	450	687			
S008/21	80	550	779			
S027	80	850	781			
S027	80	1250	1072			X

Die Ergebnisse dieser makroskopischen Untersuchung (Tabelle 8-6) zeigen, dass auch bei einer höheren Wärmeeinbringung und der daraus resultierenden höheren Temperatur (Vergleich mit Kapitel 8.1) die Schweißung von schlechtere Qualität sein kann.

Die einzigen fehlerfreien Schweißungen mit dem WC-Co Werkzeug lagen in einem Drehzahlbereich von 650 bis 750 U/min. Beim Einsatz des WRh Werkzeugs zeigte sich jedoch, bei gleichem Vorschub, ein viel größerer möglicher Drehzahlbereich. Hier wurden fehlerfreie Nähte von 450 bis 850 U/min erzeugt. Auch die Schweißung mit 1250 U/min zeigte nur eine sehr kleine Pore in der Rührzone auf der Advancing-Side. Hierzu muss aber auch gesagt werden, dass bei dieser Schweißung der Versuch der Minimierung der Prozesskräfte unternommen wurde und dabei die Anpresskraft des Werkzeugs von 19 auf 10 kN gesenkt wurde.

Eine leicht höhere Anpresskraft könnte zu einer fehlerfreien Naht führen.

8.2.2 Ergebnisse der Schweißungen mit dem WRh Werkzeug

Nun sollen die Ergebnisse der Schweißungen mit dem WRh Werkzeug dargestellt werden.

8.2.2.1 Nahtoberfläche

Schon bei der Sichtkontrolle wurde eine leicht bläuliche Färbung der Schweißnahtoberfläche bei Verwendung des WRe Werkzeugs festgestellt. In Abbildung 8-18 ist dies an Hand der Schweißungen S021 und S022 dargestellt. Woher diese Verfärbung rührt konnte nicht bestimmt werden.

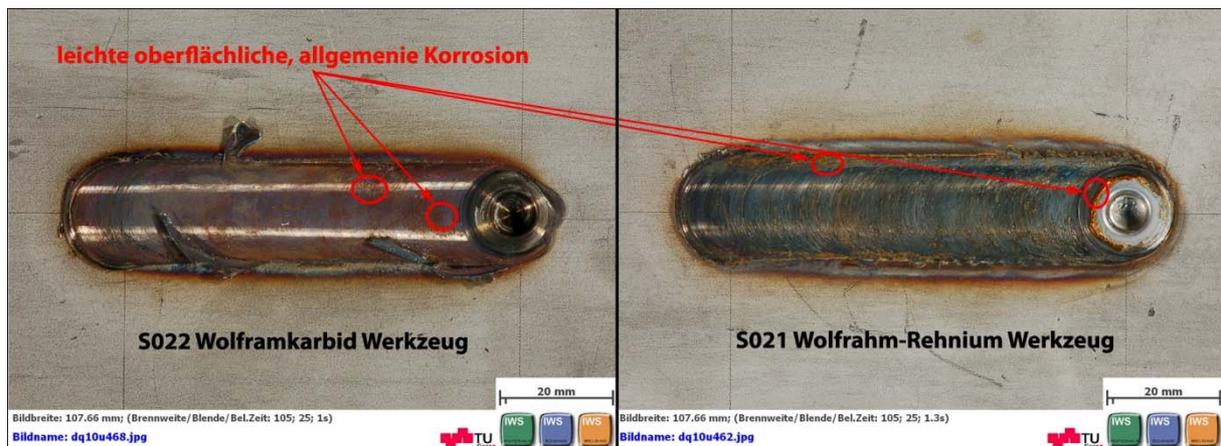


Abbildung 8-18: Vergleich der Schweißnahtoberflächen

Betrachtet man die Schweißung S021 in Abbildung 8-18 so fällt auf, dass rund um das Endloch ein dünner silberfarbener Belag entstanden ist. Dies trat auch bei Schweißung S020 auf. Jedoch konnte dieser Belag bei keiner der Schweißungen mit dem WC-Co Werkzeug festgestellt werden.

Weiters zeigte sich dieser Belag nur bei den Schweißungen die unter Anwendung der Stop-Action-Technik geschweißt wurden. Die Schweißung S027, welche ohne abrupten Abstoppen mittels Not-Aus und abschrecken geschweißt wurde, weist solch eine Ausbildung der Oberfläche nicht auf (Abbildung 8-19).



Abbildung 8-19: Vergleich S021 (a) und S027 (b)

Für die Bestätigung, dass es sich hierbei um Rückstände des Werkzeugs handelt wurden Untersuchungen mit dem Rasterelektronenmikroskop durchgeführt. Mittels EDX-Analyse konnte hier eindeutig ein sehr hoher Anteil an Wolfram nachgewiesen werden (siehe Abbildung 8-20)

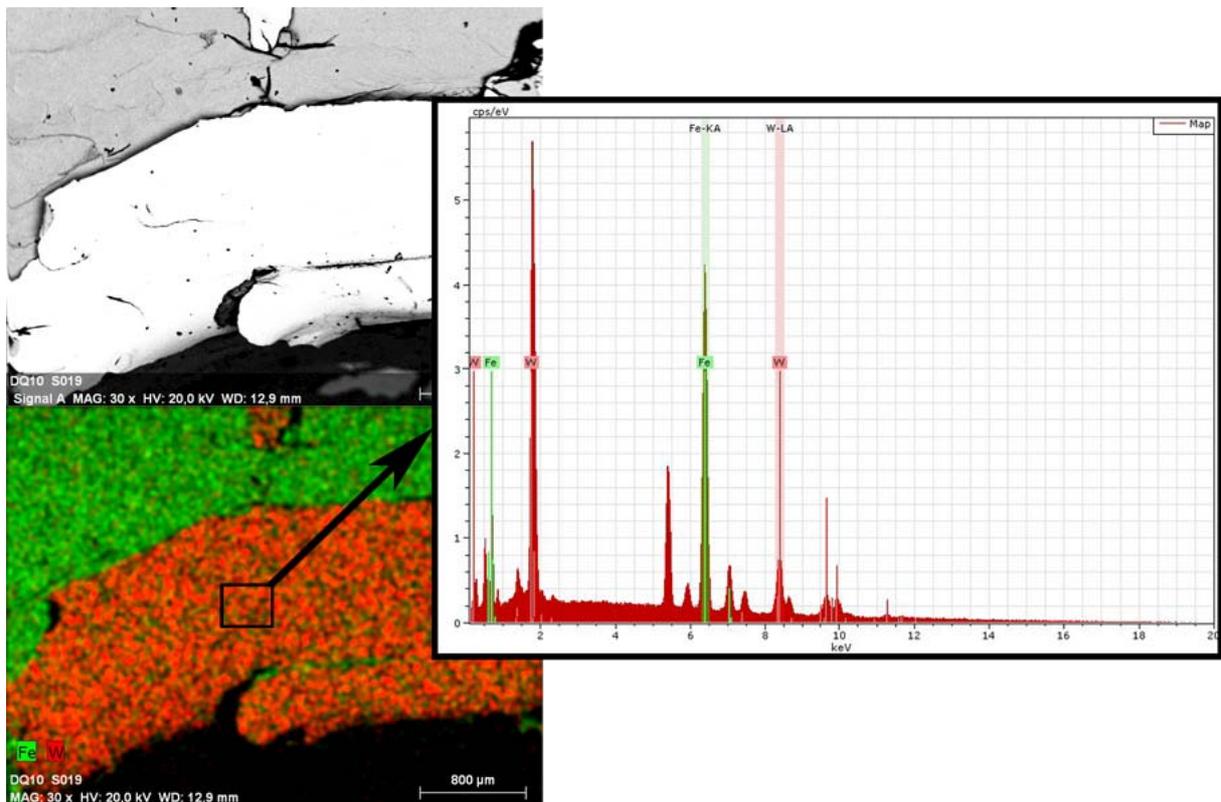


Abbildung 8-20: REM/EDX Untersuchung des Endlochs S019

Das zeigt eindeutig, dass es sich hierbei um Rückstände des Werkzeugs handelt. Grund dafür wird eine Pressverbindung des Werkzeugs mit dem Werkstück sein. Diese entsteht jedoch nur bei der Stop-Action-Technik, da bei dieser das Werkzeug bei hoher z-Kraft an der Probenoberfläche erkaltet.

8.2.2.2 Korrosion

Wie bereits in Abbildung 8-18 ersichtlich, kam es zu leichten Korrosionsangriffen an der Oberfläche der Probe. An der Oberseite handelt es sich hierbei nur um oberflächliche Korrosion die bei der metallografischen Untersuchung keinerlei Auswirkung zeigte.

Die Schweißproben S007 und S008 zeigten auch an der Unterseite einen Korrosionsangriff. Hier ist vor allem zu erwähnen, dass der Angriff nur auf der Advancing Side und nur in einem Bereich statt fand, in dem die Unterseite ein "unruhigeres" Aussehen durch plastische Verformung besitzt. Beispielhaft ist dies an Hand der Probe S008 in Abbildung 8-21 dargestellt.

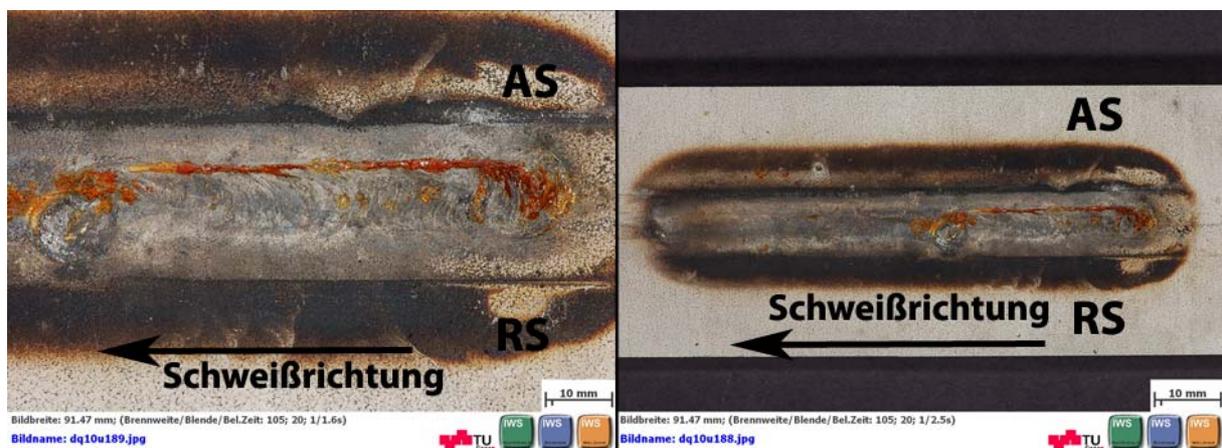


Abbildung 8-21: Korrosion an S008

Dieser lokal begrenzte Korrosionsangriff lässt die Annahme zu, dass vor allem der Grad der Umformung einen Einfluss auf die Korrosionsbeständigkeit hat. Abbildung 8-21 zeigt, dass diese Korrosion nur bis zur Mitte der Schweißung auftritt und das dort die Verrührung anscheinend stärker war.

Vergleicht man nun diese Ergebnisse mit den Ergebnissen die Park et al. [47] bei seinen Korrosionsversuchen an FSW geschweißtem 1.4301 durchgeführt hat, decken sich diese sehr gut. Er wies nach, dass es im Bereich der TMAZ der Advancing-Side zu einer verminderten

Korrosionsbeständigkeit kommt. Wie in den Abbildung 8-21 und Abbildung 8-22 ersichtlich ist, reicht bei den beiden betroffenen Schweißungen die TMAZ bis an die Unterseite des Probenblechs.

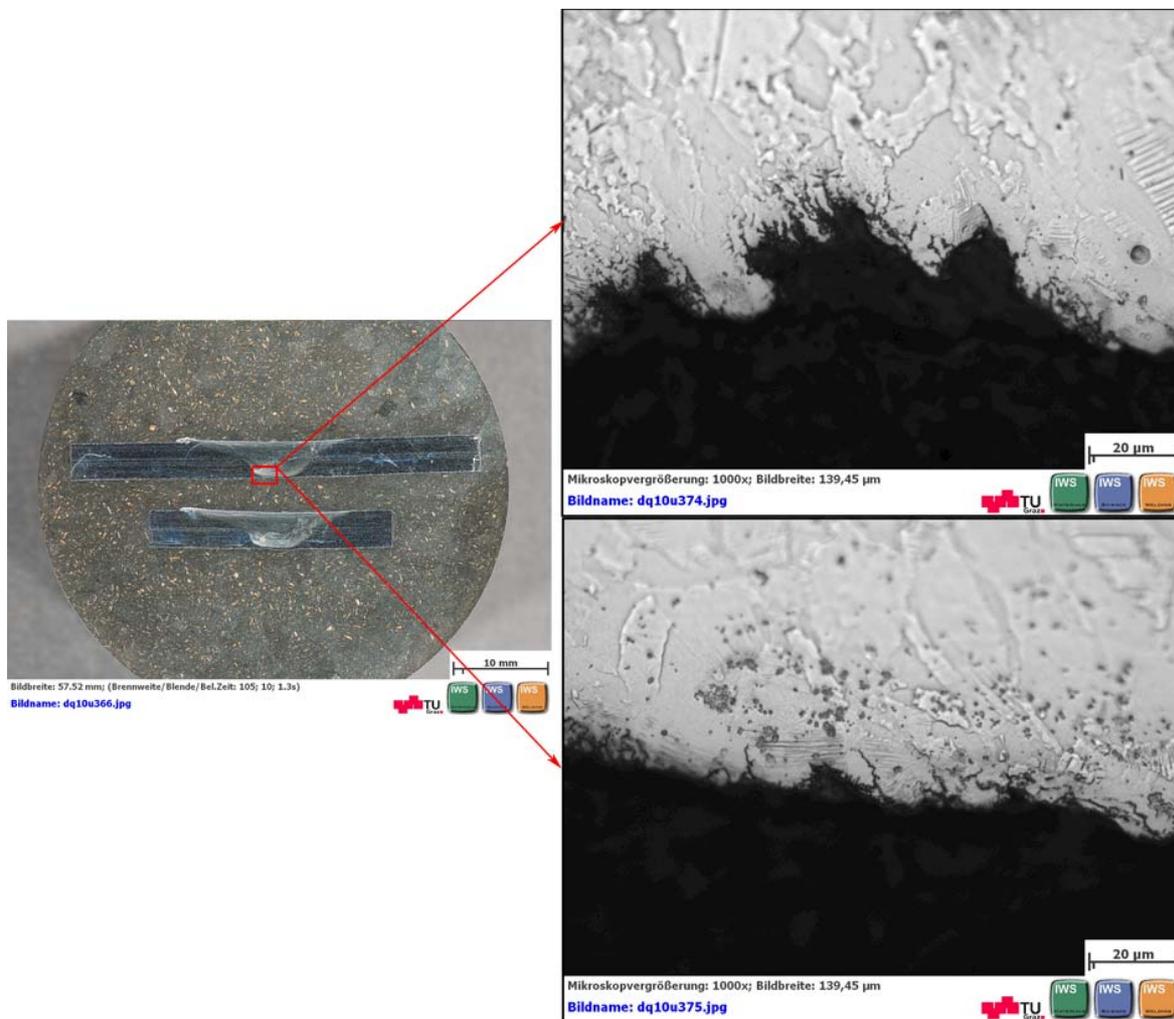


Abbildung 8-22: Korrosion an Schweißung S007, Schliff

8.2.2.3 Mikrostruktur

Die Analyse der Mikrostruktur war eine der Hauptaufgaben dieser Arbeit

Hier zeigten sich starke Unterschiede der einzelnen Schweißungen schon bei der Untersuchung mit dem LiMi. Während die Schweißungen mit geringer Drehzahl bei der Ätzung mit dem V2A-Ätzmittel ein feines, durch den Rührprozess sehr unregelmäßiges, austenitisches Gefüge zeigt (Abbildung 8-23) besitzen die Schweißungen welche mit höhere Drehzahl (bis 1250 U/min) geschweißt wurden, Ausscheidungen an den Korngrenzen. Diese Treten vor allem in der Rührzone und auf der Advancing-Side der TMAZ auf (Abbildung 8-24).

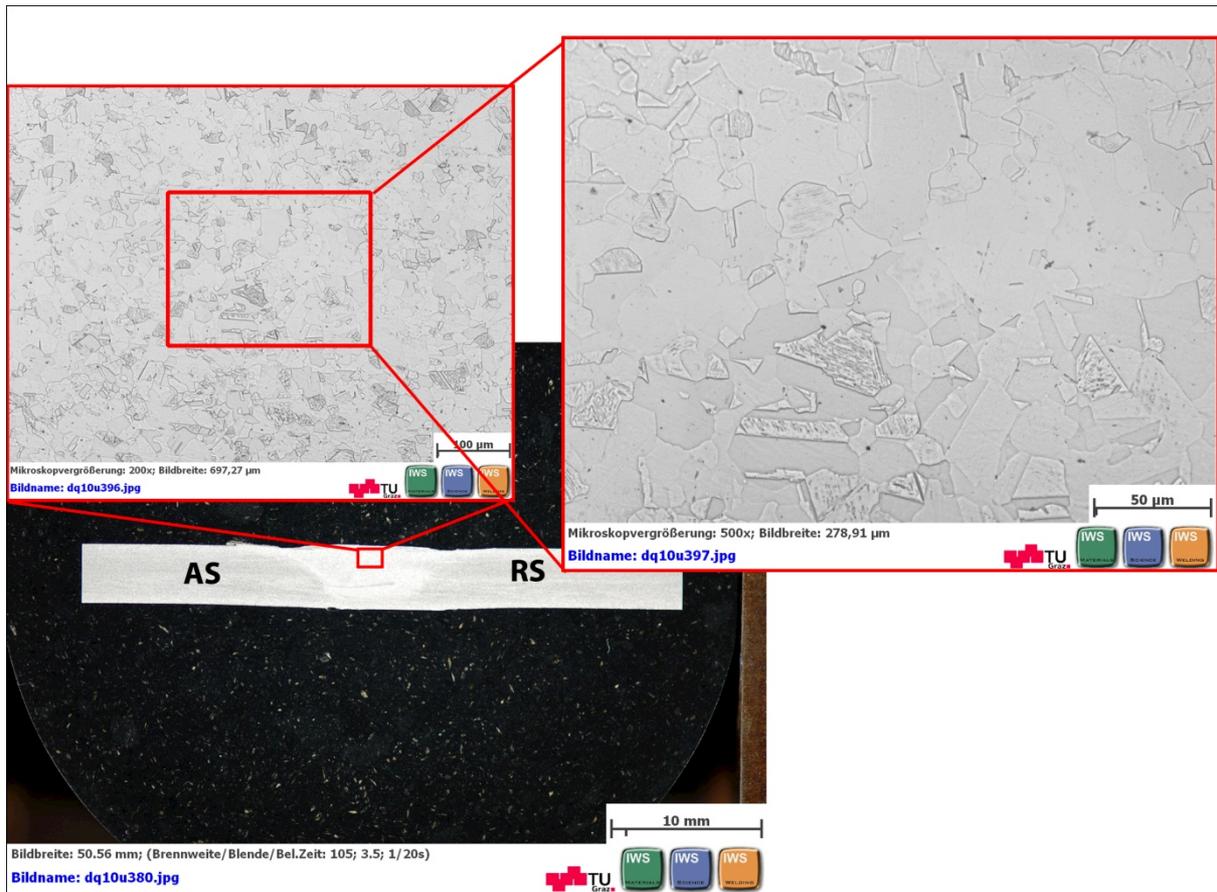


Abbildung 8-23: Mikrostruktur der Stirzone bei Probe S020



Abbildung 8-24: Ausscheidungen S027

Dass diese Ausscheidungen für die Korrosion aus dem Kapitel 8.2.2.2 verantwortlich sind kann eindeutig ausgeschlossen werden. Bei der Schweißung mit 450 U/min unter Verwendung des WRe-Werkzeugs kommt es zur leichten Korrosion an der Unterseite, jedoch nicht zur Bildung der Ausscheidung.

Die Arbeit von Park et al. beschreibt eine ähnlich aussehende Phase bei der es sich um Sigmaphase handelte [35].

Um eine genauere Bestimmung dieser Ausscheidungen möglich zu machen wurden die Querschliffe mit einer abgeänderten Version des Ätzmittels nach Murakami [43] geätzt.

Zum Vergleich wurden mehrere Proben geätzt um zu sehen ob das Entstehen der Phase abhängig von der Drehzahl oder vom gewählten Werkzeug ist.

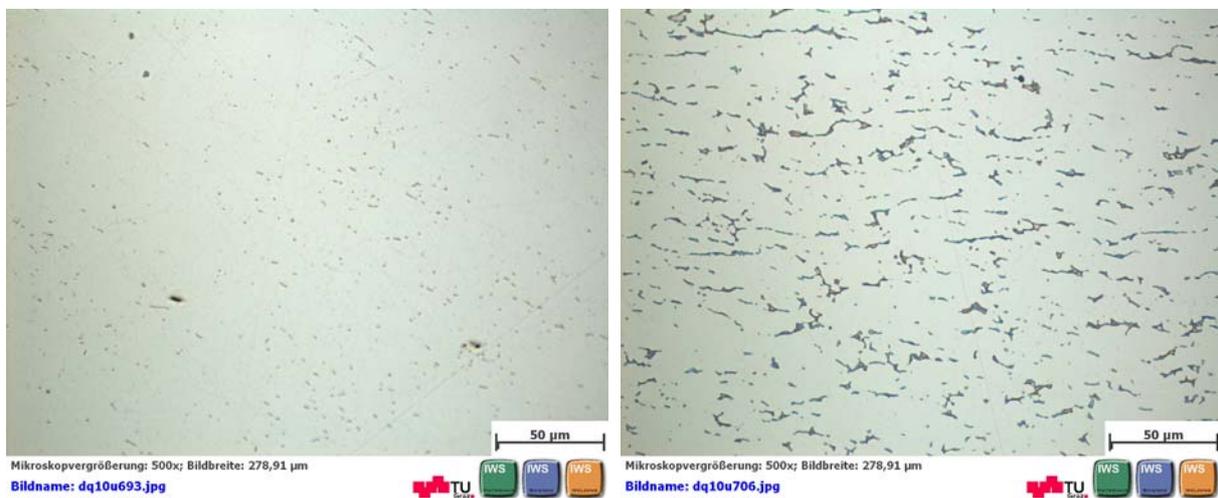


Abbildung 8-25: S020, Stirzone, $r=450$ U/min

Abbildung 8-26: S027/2, Stirzone, $r=850$ U/min

In den Abbildung 8-25 und Abbildung 8-26 ist der Unterschied in der Mikrostruktur bei einer Steigerung der Drehzahl von 450 auf 850 U/min bei gleichem Vorschub exemplarisch dargestellt. Es ist sofort ersichtlich, dass das Ätzmittel bei der Probe mit einer Drehzahl von 850 U/min zu einem viel stärkeren Angriff als bei der Probe mit einer Drehzahl von 450 U/min führt. Dieser Ätzangriff zeigt sich bereits ab einer Drehzahl von 550 U/min. Die Größe der Ausscheidungen und deren Häufigkeit ändern sich bei einer Steigerung der Drehzahl von 550 auf 850 U/min nicht. Bei einer weiteren Steigerung auf 1250 U/min werden sie marginal größer.

Nun sollt die Zusammensetzung der Ausscheidungen mittels EDX bestimmt werden. Dazu wurde ein Linescan quer über eine der größeren Ausscheidungen gelegt.

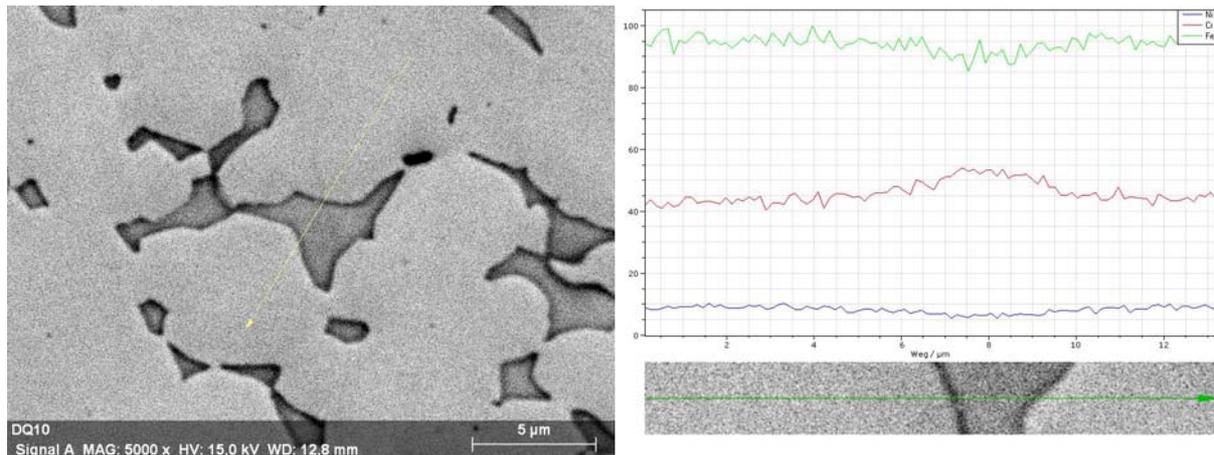


Abbildung 8-27: Linescan S027/2

Das Ergebnis, dargestellt in Abbildung 8-27, zeigt eine leicht erhöhte Chromkonzentration und dafür leicht niedrigere Nickel- und Eisenkonzentrationen. Die Arbeiten von Park et al. [35] und Sato et al. [48] führten zu der Vermutung, dass es sich entweder um Sigma-Phase oder um Ferrit handeln könnte. Deshalb wurde an der Proben S021/4, welche mit einer Drehzahl von 550 U/min geschweißt wurde, eine OIM-Analyse am Institut für Elektronenmikroskopie und Feinstrukturforchung (FELMI) durchgeführt.

Die Ergebnisse des am FELMI durgeführten OIM-Mapping sind in Abbildung 8-28 dargestellt. Abbildung 8-28(a) zeigt das Übersichtsbild. Für die genauere Darstellung wurde ein Bereich ausgewählt in dem eine höhere Konzentration dieser chromreichen Phase vorliegt. Abbildung 8-28(c) zeigt eindeutig, dass es sich bei den vier Stellen mit erhöhter Chromkonzentration nicht um eine Phase mit austenitischer Kornstruktur handelt. Jedoch wird aus Abbildung 8-28(d) ersichtlich das diese auch nicht ferritisch ist. Es wurde zwar Ferrit gefunden, jedoch in einem Maß welches für diesen Stahl normal ist. Wie in Kapitel 4.6.5 erklärt, ist ein Deltaferritgehalt von 2 bis 6 % möglich.

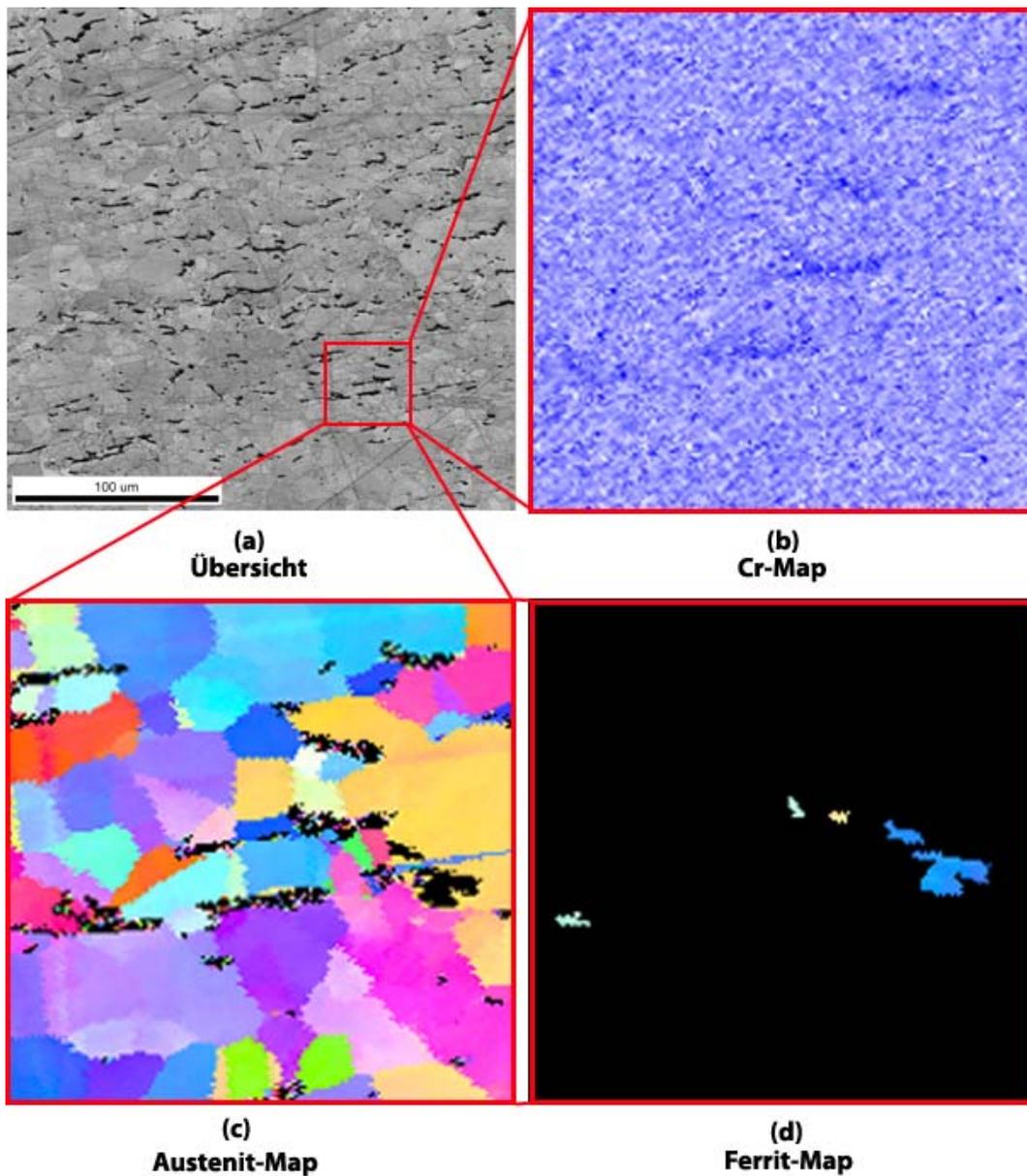


Abbildung 8-28: Übersichtsaufnahme (a), Cr-Map (b), Austenit-Map (c), Ferrit-Map (d),

Da es sich eindeutig nicht um eine ferritische Phase handelt, wurde noch eine Mikrohärtemessung durchgeführt. Mit dieser Messung soll die Vermutung, dass es sich hierbei um Sigma-Phase handelt, bestätigt werden. Diese Aufgabe stellte sich jedoch als sehr schwer heraus. Die gefundenen Ausscheidungen sind sehr klein und machen daher eine Härtemessung sehr ungenau. In Abbildung 8-29 und Abbildung 8-30 sind zwei der Mikrohärtemessungen dargestellt. Vor allem in Abbildung 8-30 ist ersichtlich, dass der Abdruck des Eindringkörpers über die Ausscheidung hinaus reicht.

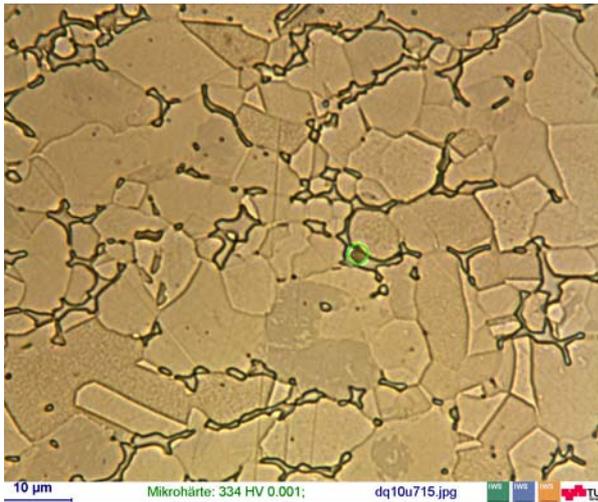


Abbildung 8-29: Mikrohärte S027/1 V2A-Ätzung

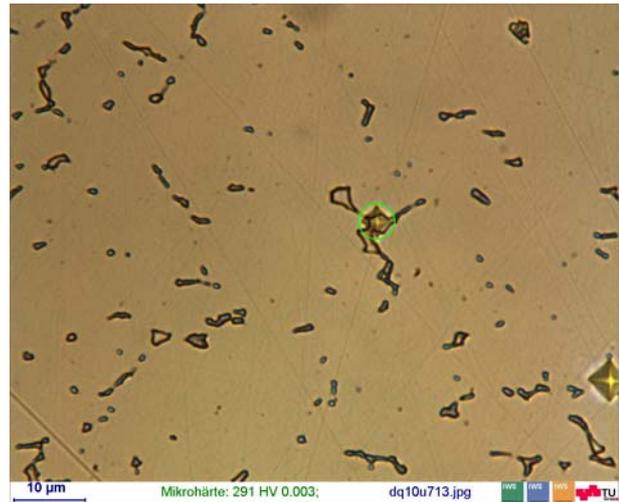


Abbildung 8-30: Mikrohärte S027/2 Murakami-Ätzung

Die Härtewerte die bei der Mikrohärtemessung der Ausscheidung gemessen wurden lagen zwischen 291 HV 0,003 und 334 HV 0,001. Die Werte liegen über jenem des austenitischen Grundwerkstoffes welche bei ca. 220 HV 0,005 liegt. Die Mikrohärte der Sigmaphase liegt hingegen in einem Bereich von über 500 HV [49]

Damit konnte noch kein eindeutiger Nachweis geführt werden um welche Phase es sich bei diesen Ausscheidungen handelt. Aus diesem Grund wurde eine weitere Untersuchung mit der in Kapitel 5.3 beschriebenen Mikrosonde durchgeführt. Wegen der hohen möglichen Auflösung bei der Elementanalyse wurde dieses Verfahren ausgewählt.

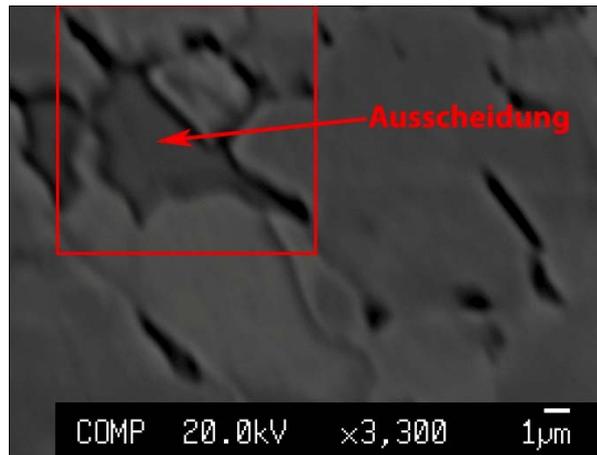


Abbildung 8-31: BSD-Bild der Ausscheidung

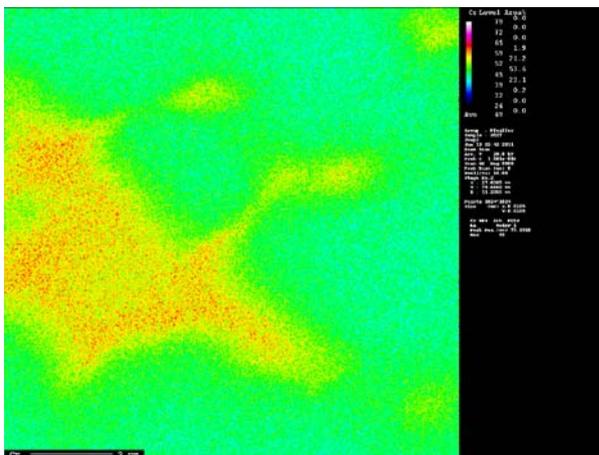


Abbildung 8-32: Cr-Konzentration

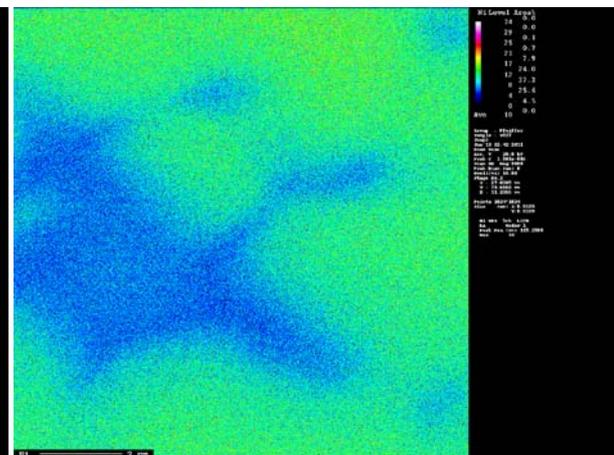


Abbildung 8-33: Ni-Konzentration

Abbildung 8-31 zeigt die untersuchte Ausscheidung. Die Untersuchungen zeigten eindeutig einen höheren Chromgehalt (Abbildung 8-32) und einen niedrigeren Nickelgehalt (Abbildung 8-33). Diese Ergebnisse Decken sich mit jenen der EDX-Untersuchung aus Abbildung 8-27. Diese Ausscheidung wurde gewählt, weil sie auch groß genug ist um sie einer genaueren Elementanalyse zu unterziehen.

Tabelle 8-7: Ergebnisse der WDX-Analyse

Bezeichnung	Zusammensetzung [wt%]					
	Fe	Si	Ni	Mn	Cr	Gesamt
Ausscheidung	73,5	0,48	2,2	1,27	22,52	99,52
Grundwerkstoff in der SZ	74,81	0,43	5,2	1,35	17,99	99,77

In Tabelle 8-7 sind die Ergebnisse der WDX-Analyse für die Ausscheidung, den Grundwerkstoff in der SZ gegeben. Sehr markant ist hier der zu geringe Nickelgehalt in beiden Messungen bezogen auf die Zusammensetzung laut Norm [28]. Die Ergebnisse der

chemischen Analyse des Werkstoffes ist in Kapitel 6.3 gegeben. Auch hier wurde ein leicht zu niedriger Nickelgehalt festgestellt. Jedoch nur in einer Größenordnung von – 0,1%.

Der Nickelgehalt der Ausscheidung liegt mit 2,2 % weit unter jenem des Grundwerkstoffes (Vergleich Kapitel 6.3). Aber auch in der SZ ist der Nickelgehalt zu niedrig.

Betrachtet man jedoch die Nickelverteilung in Abbildung 8-34 so ist ersichtlich, dass es in der SZ zu einer Entmischung des Nickels kommt was zu Schwankungen des Nickelgehalts bei der WDX-Analyse führt.

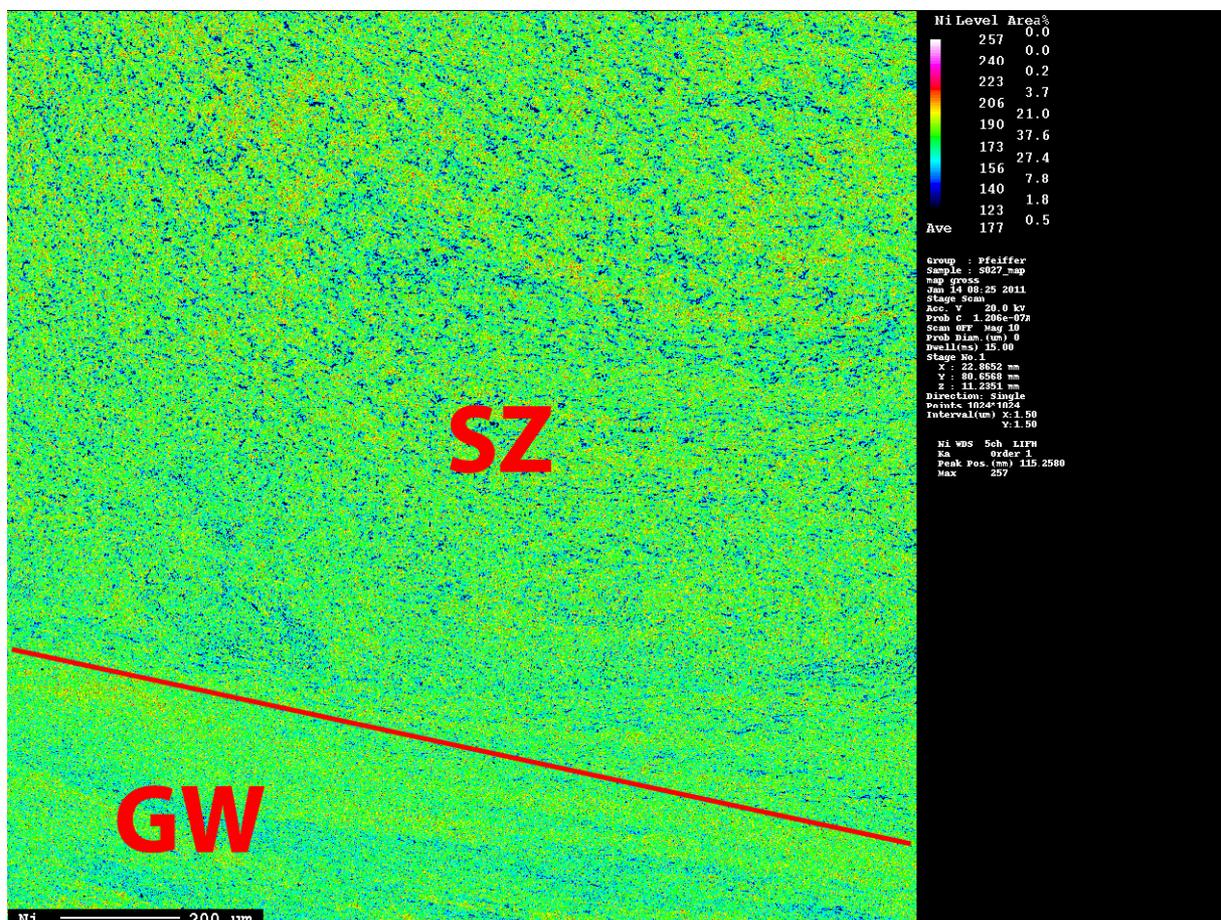


Abbildung 8-34: Ni-Mapping am Übergang zur SZ an der Unterseite

Betrachtet man nun die Zusammensetzung der Ausscheidung fällt der leicht niedrigere Eisengehalt, ein um ca. 5% erhöhte Chromgehalt und ein sehr niedriger Nickelgehalt auf.

Diese Ergebnisse zeigen aber eindeutig, dass es sich hierbei nicht um Sigmaphase handelt. Dafür ist der Chromgehalt viel zu niedrig. Ein Vergleich mit der Literatur zeigte keine Phase

mit einer ähnlichen Zusammensetzung. Eine genaue Bestimmung wäre nur mittels einer TEM-Analyse möglich, welche aber im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt wurde.

8.2.2.4 Werkzeugverschleiß

In Abbildung 8-35 sind mehrere helle Stellen erkennbar die nicht vom Ätzmittel angegriffen wurden. Die Form dieser Stellen lässt darauf schließen, dass es sich hierbei um den Abrieb des Werkzeugs handelt, da die Konzentration dieser hellen Stellen, vor allem im Bereich der Schulter und der Pinunterseite, am stärksten ist.

Um diese Annahme zu bestätigen wurde eine EDX-Analyse durchgeführt. Sowohl im Bereich der Schulter, als auch an der Pinunterseite wurden EDX-Spektren erstellt. Die Ergebnisse, dargestellt in Abbildung 8-36 und Abbildung 8-37, bestätigen die Annahme.



Abbildung 8-35: Übersicht S022

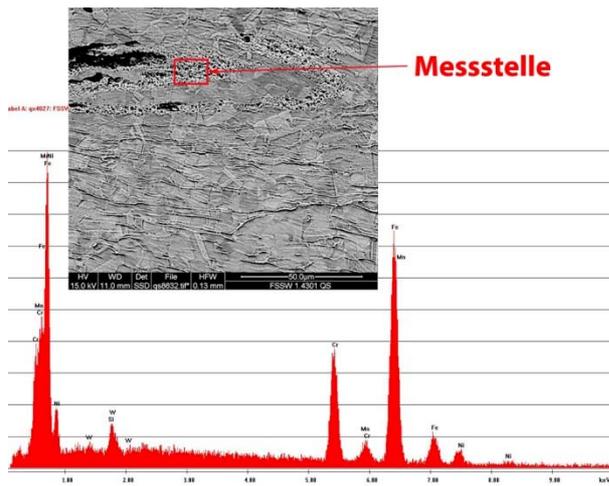


Abbildung 8-36: EDX-Spektrum Stelle 1

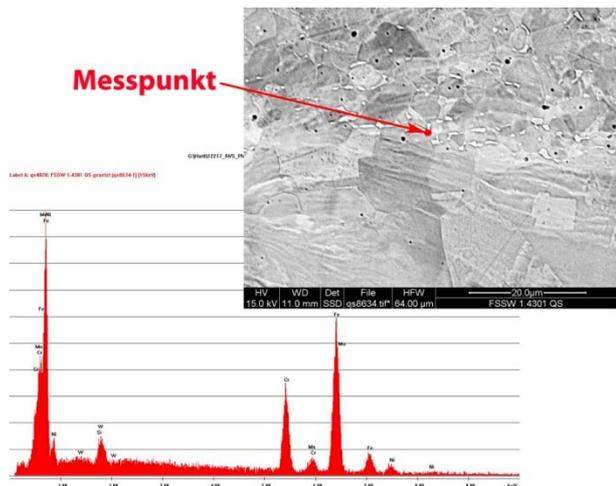


Abbildung 8-37: EDX-Spektrum Stelle 2

8.2.2.5 Mittlere Korngröße in der Stirzzone

Ebenfalls ein wichtiger Punkt ist die Untersuchung der Auswirkung der Schweißparameter auf die mittlere Korngröße in der Rührzone.

Die mittlere Korngröße des verwendeten Grundwerkstoffes liegt bei 14,6 μm .

Das Ergebnis der Korngrößenvermessung, dargestellt in Abbildung 8-38, zeigt einen sehr eindeutigen Trend. Mit steigender Drehzahl nimmt die mittlere Korngröße in der SZ ab.

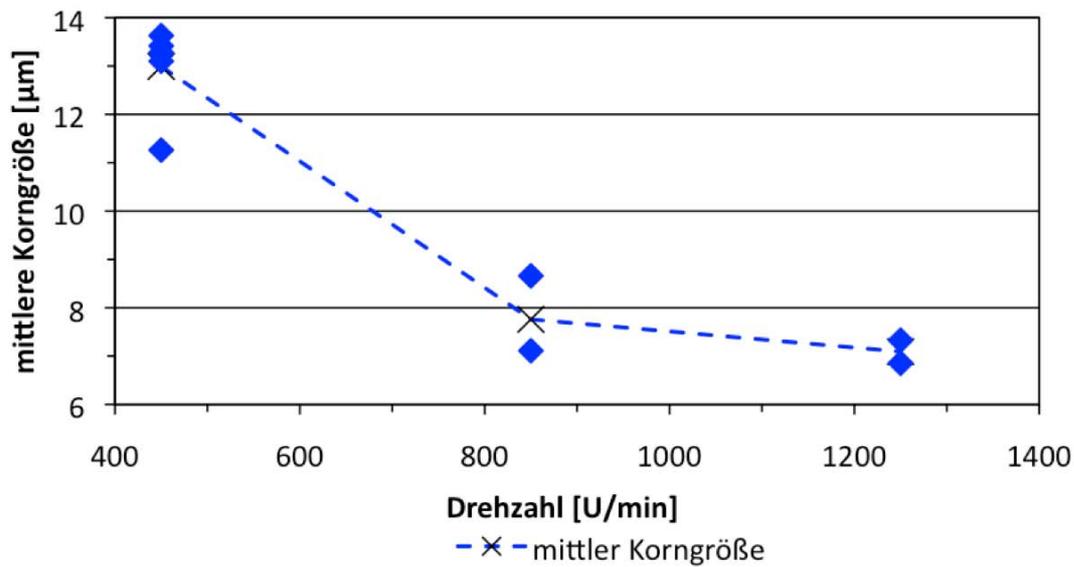


Abbildung 8-38: mittlere Korngröße bei Verwendung des WRe Werkzeugs

An Hand der in Kapitel 4.6.5 beschriebenen Rekristallisationsvorgängen lässt sich dieses Ergebnis erklären.

Durch die stärkere Verrührung durch die erhöhte Drehzahl kommt es zu einer höheren Versetzungsdichte im verformten Material. Somit kommt es sowohl bei der statischen als auch bei der dynamischen Rekristallisation zu einem feineren Korn. Die mittlere Korngröße nimmt bei der Steigerung der Drehzahl von 450 auf 850 um rund 5 μm ab. Vergleicht man diese Werte mit den in Abbildung 8-38 dargestellten Einzelmessungen, ist auch ersichtlich das diese Abweichung nicht im Schwankungsbereich der Messung liegt. Betrachtet man nun den Sprung der Korngröße bei einer weiteren Steigerung der Drehzahl von 850 auf 1250 U/min, so wird ersichtlich das dieser mit 1 μm sehr klein ausfällt. Dieser Wert liegt sogar in der Streubreite der Einzelnen Messungen. Betrachtet man dieses Ergebnis jetzt im Bezug auf die erreichten Spitzentemperaturen und die eingebrachte Energien (Kapitel 8.1.5) zeigt sich hier ein gegenläufiges Verhalten. Trotz schwächerer steigender Spitzentemperatur und Energie beim Erhöhen der Drehzahl auf 850 sinkt die Korngröße merklich.

Dies kann durch 2 Vorgängen beschrieben werden.

1. Durch den größeren Temperatursprung von 850 auf 1250 U/min und die daraus resultierende längere Verweilzeit auf einem höheren Temperaturniveau, kommt es zu einem stärkeren Kornvergrößerungseffekt der dem Rekristallisationseffekt entgegen wirkt.
2. Durch die höhere Temperatur besitzt der Grundwerkstoff eine geringere Festigkeit. Dadurch kann die Verformung die Versetzungsdichte nicht so stark erhöht werden wie beim Sprung von 450 auf 850 U/min. Dieser Effekt wird auch durch die herabgesetzte Anpresskraft Unterstützt. Die kleine Pore die im Bereich des Pins der Schweißung mit einer Drehzahl von 1250 U/min gefunden wurde unterstützt diese Annahme.

Welcher der beiden Effekte hier in welcher Stärke auftritt, kann im Rahmen dieser Arbeit nicht geklärt werden.

8.2.3 Ergebnisse der Schweißung mit dem Wolframkarbid Werkzeug

8.2.3.1 Nahtoberfläche

Bei den Schweißungen mit dem Wolframkarbid Werkzeugen wurden keine besonderen Erscheinungen an der Nahtoberfläche entdeckt. Die einzigen Unterschiede bestanden in der Ausprägung der Fehler die bereits in Kapitel 8.2.1 beschrieben wurden.

Auch wurde keine Korrosion wie bei den Schweißungen mit dem WRe-Werkzeug festgestellt.

8.2.3.2 Mikrostruktur

Alle Proben wurden auch hier wieder einer genauen mikroskopischen Untersuchung unterzogen. Sehr schnell wird ersichtlich, dass sich bei der Veränderung der Parameter sich die Korngröße ändert. Sehr schnell ist ersichtlich, dass die Korngröße mit steigender Drehzahl zunimmt. Genauere Ergebnisse zur Untersuchungen zur Korngröße werden aber später noch gebracht.

Bei der Untersuchung der Schweißproben fielen keine Besonderheiten in der Mikrostruktur auf. Die bei der Schweißung mit dem WRe-Werkzeug auftretende Ausscheidung (Vergleich Kapitel 8.2.2.3) konnte bei den Schweißungen mit dem WC-Co-Werkzeug nicht festgestellt werden.

8.2.3.3 Mittlere Korngröße in der SZ

Die Korngrößenvermessung zeigt ein Ergebnis, dass sich von dem der Schweißungen mit dem WRe Werkzeug stark unterscheidet.

Erst einmal konnte ein kleiner Unterschied der gemessenen Korngröße bei den Proben mit der Nummer 3 (7 mm hinter Pin-Endloch) und den Proben mit der Nummer 4 (35 mm hinter Pin-Endloch) festgestellt werden.

Während die Proben Nummer 3 von der maximalen Temperatur (rund 1000°C an der Unterseite der Probe) aus abgeschreckt wurden, konnten die Proben mit der Nummer 4 bis auf Temperaturen zwischen 430 und 450 °C (an der Unterseite der Probe) an Luft abkühlen bevor sie Abgeschreckt wurden. Genauer dargestellt ist dieser Sachverhalt in Abbildung 8-39 dargestellt.

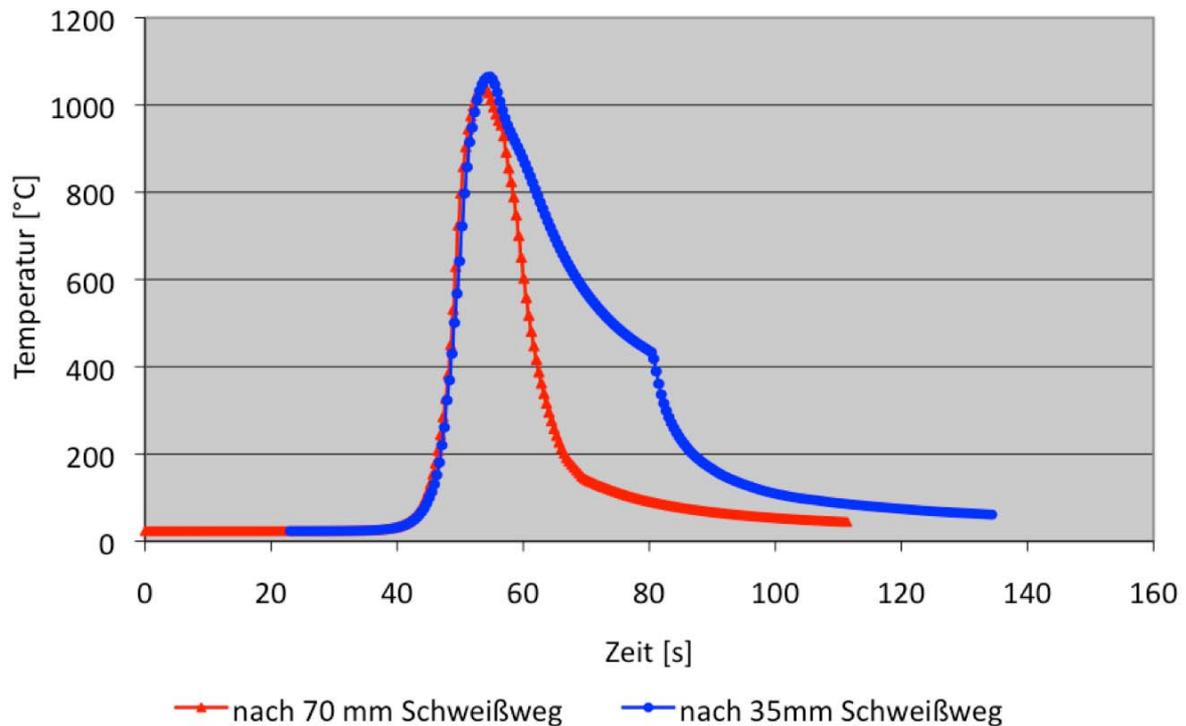


Abbildung 8-39: Vergleich der Abkühlgeschwindigkeiten und Temperaturen an der Schweißung S022

In Abbildung 8-40 sind die gemessenen Korngrößen sowie die Mittelwerte für die gemessene Korngröße der unterschiedlichen, in Abbildung 8-39 dargestellten, Abkühlgeschwindigkeiten ersichtlich.

Die Durchschnittswerte der gemessenen Korngröße des unbeeinflussten Grundwerkstoffes liegt bei $14,6 \mu\text{m}$.

Es ist ersichtlich, dass der Unterschied der unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten auf die Korngröße nur bei den Schweißungen mit 650 und 750 U/min deutlich erkennbar ist. Die starke Abschreckung führt bei diesen Proben zu einem gröberen Korn.

Bei der Schweißung mit 950 U/min ist es bereits so, dass der Mittelwert der Korngröße der Proben mit der Nummer 4 bereits größer ist als bei der Probe Nummer 3.

Da die Proben Nummer 3 hinter dem Pin und damit nach bereits beendeter dynamischer Rekristallisation entnommen wurden, werden nur die Effekte der statischen Rekristallisation und der Kornvergrößerung (beschrieben in Kapitel 4.6.5) durch die unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeit beeinflusst.

Es lässt sich also sagen, dass bei den Proben die von einer höheren Temperatur abgeschreckt wurden die statische Rekristallisation und die Kornvergrößerung abgeschwächt werden. Daraus wiederum lässt sich nun auf den Effekt der für die Größe der Körner maßgeblich verantwortlich ist rückschließen.

Im Fall der Schweißung mit einer Drehzahl von 750 U/min bedeutet das, dass die erhöhte Abkühlrate und die daraus resultierende schwächere statische Rekristallisation sich stärker auf die Kornvergrößerung auswirkt als die, ebenfalls durch die schnellere Abkühlung bedingte, abgeschwächte Kornvergrößerung.

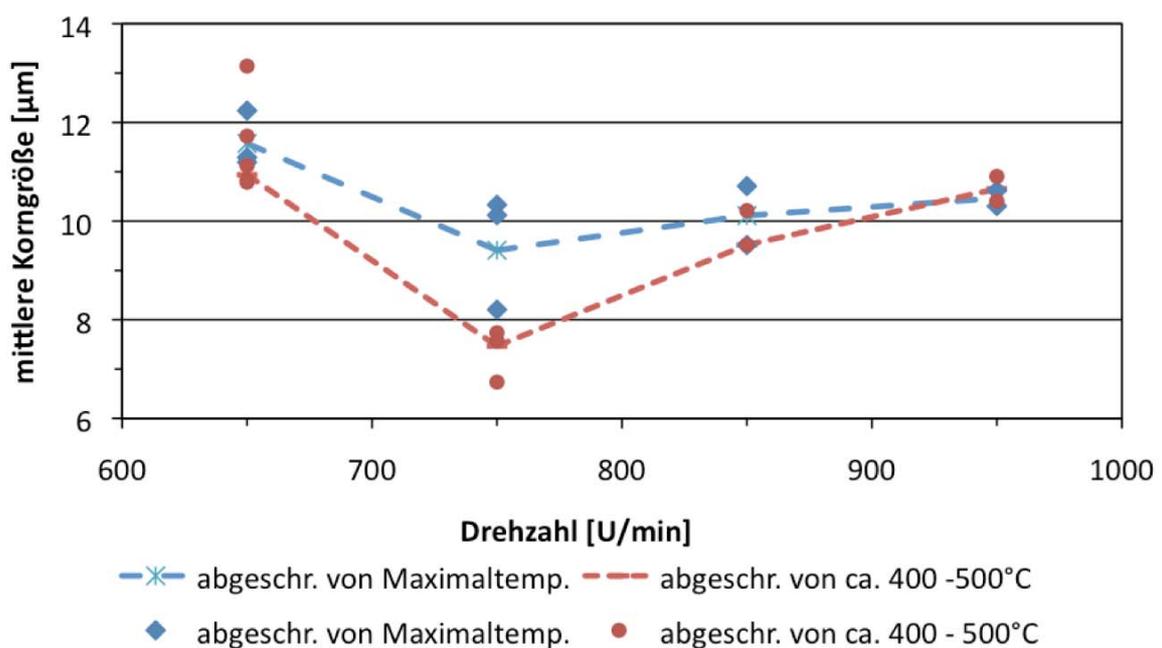


Abbildung 8-40: Mittlere Korngröße bei steigender Drehzahl und Verwendung des WC Co-Werkzeugs

Die mittlere Korngröße der Proben die vom höheren Temperaturniveau abgeschreckt wurden ist viel stabiler, aber dafür höher als bei den Proben die bis zu einer Temperatur von rund 450°C an Luft abkühlen konnten und dann abgeschreckt wurden

8.2.3.4 Werkzeugabrieb

Auch bei den Schweißungen mit dem Wolframkarbid-Werkzeug wurde der festgestellte Abrieb untersucht. Hier zeigten sich die selben Stellen für die Ablagerung des Wolframabriebs in der Schweißnaht, wie bei den Schweißungen mit dem Wolfram-Rhenium Werkzeug. Vor allem an der Oberfläche der Probe kam es zu einer erhöhten Wolframkonzentration, wie in den REM-Bildern in Abbildung 8-41 und Abbildung 8-42

ersichtlich ist. Diese Aufnahmen wurden direkt hinter dem Pin-Endloch, auf der Advancing Side aufgenommen, da hier die Konzentration am stärksten war.



Abbildung 8-41: Wolframabrieb hinter dem Pin Im REM

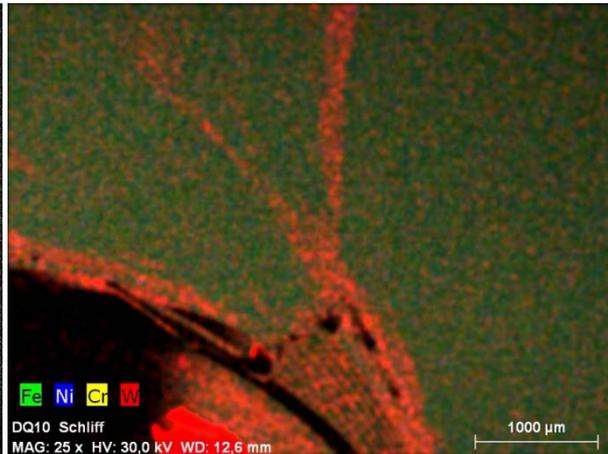


Abbildung 8-42: EDX-Map des Wolframabriebs

Um die Auswirkungen des Abriebs genauer feststellen zu können wurden die Proben am Lichtmikroskop untersucht und anschließend eine Mikrohärtemessung durchgeführt

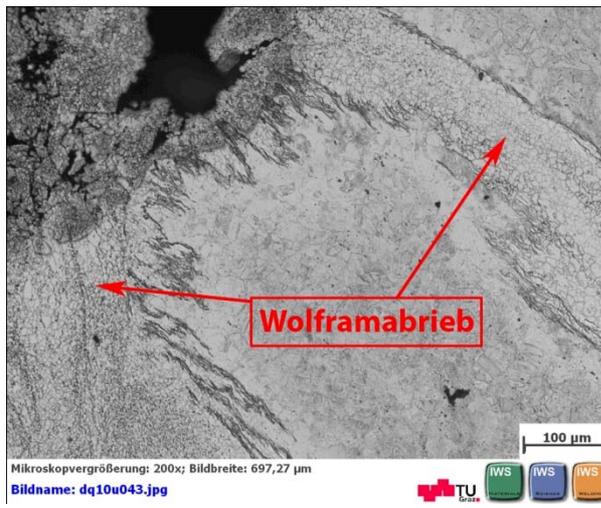


Abbildung 8-43: Wolframabrieb im Lichtmikroskop



Abbildung 8-44: Mikrohärtigkeit des Wolframabriebs

Hier zeigte sich nun ein starker Härteanstieg auf 425 HV 0,01. Der Grundwerkstoff besitzt in der Mikrohärtmessung nur Rund 220 HV 0,01. Dies entspricht beinahe einer Verdopplung der Härte. Somit führt der starke Abrieb zu zwei Problemen.

1. Der starke Verschleiß der Werkzeuge und die daraus resultierende geringe Standzeit führen zu einer schlechteren Wirtschaftlichkeit des Verfahrens

2. Der Abrieb, der sich in der Schweißnaht ablagert, ist nicht erwünscht.

In der Abbildung 8-45 ist der Pin eines neuen und in Abbildung 8-46 ein verschlissener Pin nach 140 mm Schweißweg dargestellt. Hier ist der starke Verschleiß gut zu erkennen

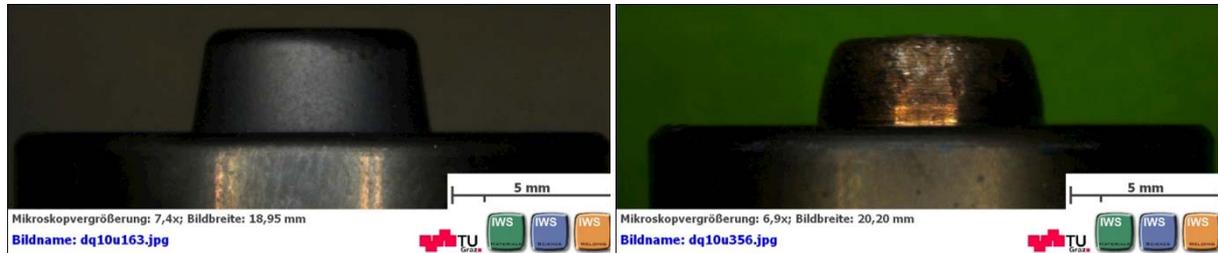


Abbildung 8-45: Pin WC-Co Werkzeug neu

Abbildung 8-46: Pin WC-Co Werkzeug 140mm geschweißt

8.3 Ergebnisse der Härtemessung

Grundsätzlich ist der verwendete Stahl umwandlungsfrei wodurch martensitische Härtesteigerung ausgeschlossen werden kann. Doch die Steigerung der Versetzungsdichte und das feine Korn kann beim FSW zu einem Härteanstieg führen. Deshalb sollen nun in diesem Teil der Arbeit die Ergebnisse der Härtemessung erläutert werden.

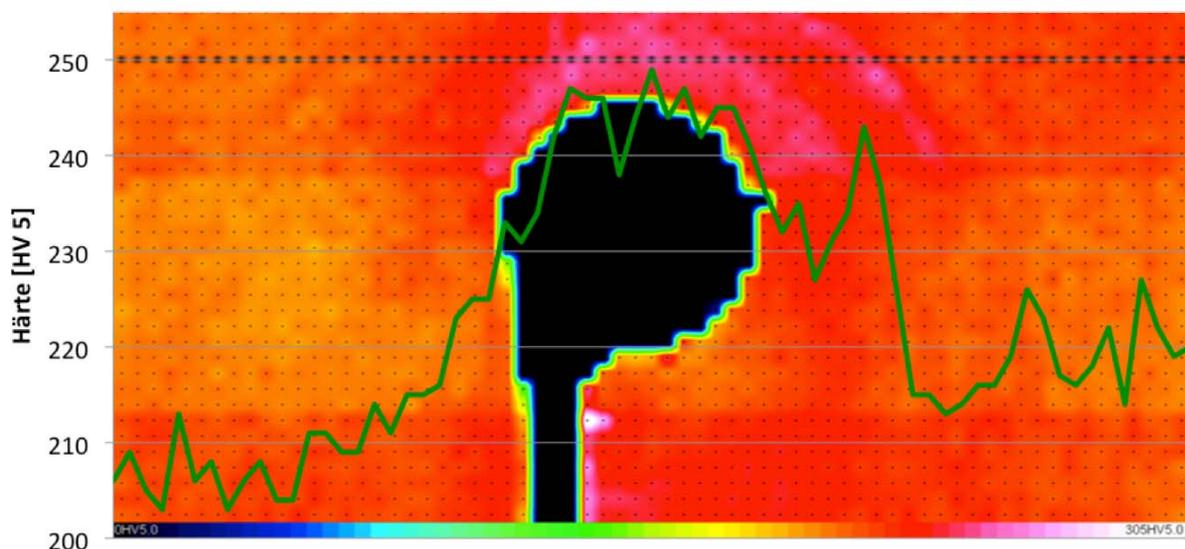


Abbildung 8-47: Härtemesslinie an der Oberfläche vor dem Pin

Abbildung 8-47 zeigt ein Härtemapping der Oberfläche einer FSW-Schweißung mit einem Wolframkarbidwerkzeug. Hier ist ersichtlich, dass rund um das Endloch, im Bereich vor dem Mittelpunkt des Endlochs, die Härte leicht erhöht ist. Die Härtelinie zeigt einen Anstieg um

knapp 50 HV 5 vor dem Pin (größere Punkte). Hinter dem Pin ist die Härte jedoch wieder sehr konstant.

Da bei EDX-Untersuchungen keinerlei Abrieb des Werkzeugs vor dem Pin festgestellt werden konnte, muss die gesteigerte Härte vor dem Pin mit den Verformungsvorgängen zusammen hängen. Der Anstieg ist nur vor dem Pin im Bereich der TMAZ erkennbar. Das lässt darauf schließen, dass er durch die Verformung zustande gekommen ist.

Im Bereich vor dem Pin ist das Temperaturniveau etwas niedriger. Dargestellt ist dies in Abbildung 8-48. Bedingt dadurch, dass der Pin noch nicht durch das Material gerührt hat wurde das Material auch noch nicht so stark verformt wie neben oder hinter dem Pin. Dies führt weiter zu der Annahme, dass die Rekristallisation hier noch nicht eingetreten ist, oder nur sehr schwach stattgefunden hat. Dies erklärt auch, dass die Härtesteigerung nur vor dem Pin beobachtbar ist, denn hinter oder neben dem Pin konnte das stark verformte Material bereits rekristallisieren und so die durch die Verformung in der TMAZ erzeugte Härtesteigerung abbauen.

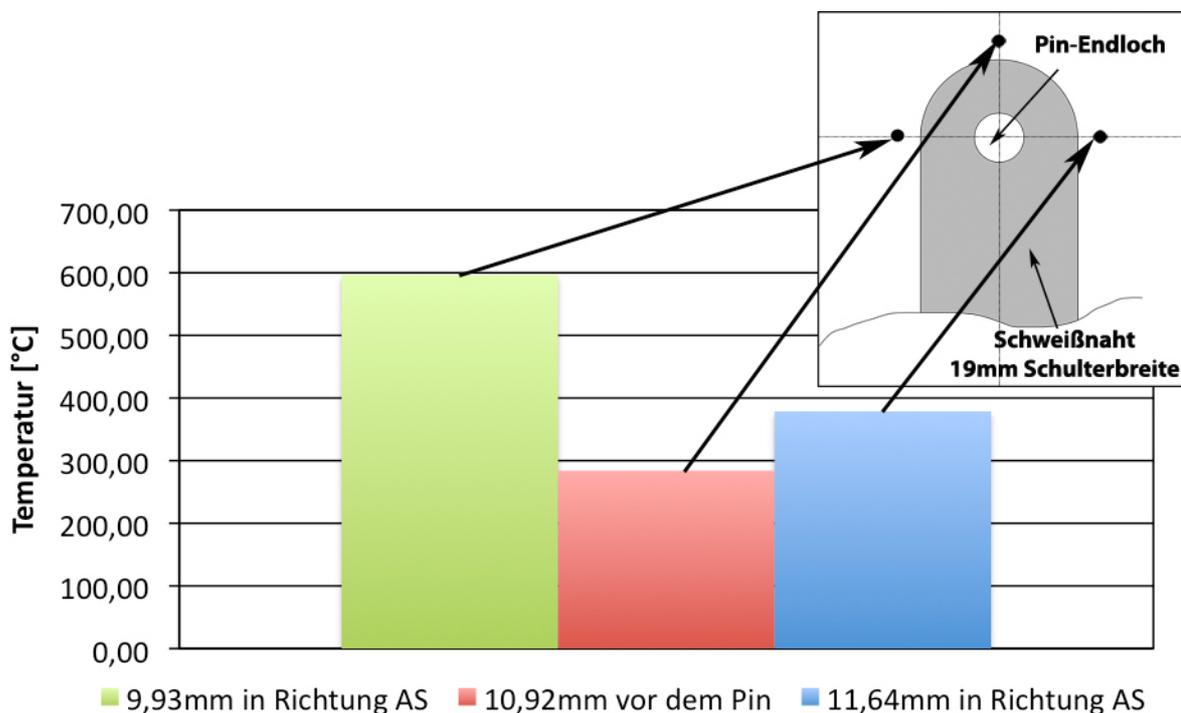


Abbildung 8-48: Temperatur vor dem Pin verglichen mit der AS

Weiters wurde kontrolliert, ob das Abschrecken eine Auswirkung auf die Härte der FSW-Naht hat. Abbildung 8-49 zeigt eine Probe die direkt abgeschreckt wurde. Im Vergleich dazu

wurde die Probe in Abbildung 8-50 die 35 mm vor dem Endpunkt der Schweißung lag und so unter 500°C abkühlen konnte bevor sie abgeschreckt wurde. Die Maximal- und Minimalwerte sind unter den Abbildung aufgeführt und zeigen keinen wesentlichen Unterschied. Der Peak in der Probe S015/4 wird ausgenommen, da es sich hier um Wolframabrieb handelt.



Abbildung 8-49: Härtelinie S015/3

min. 179 HV 5

max. 213 HV 5

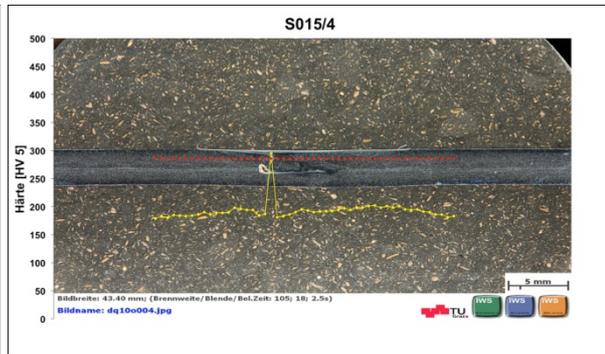


Abbildung 8-50: Härtelinie S015/4

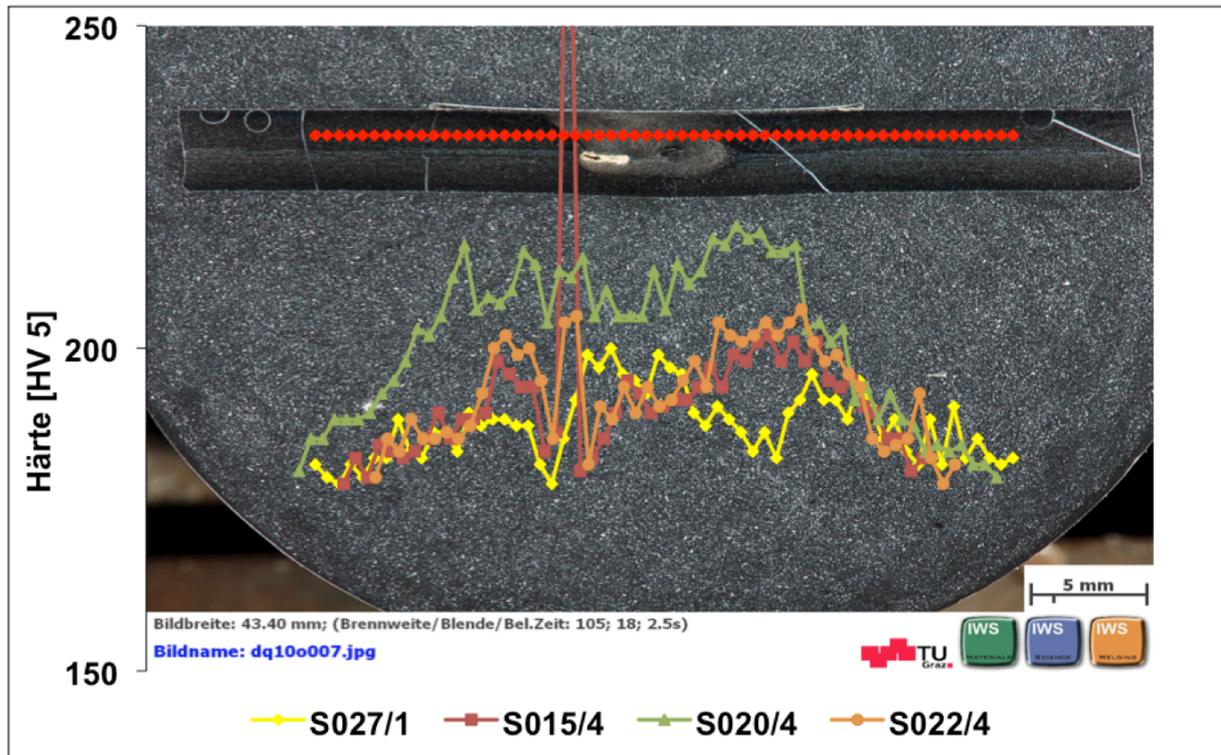
min. 173 HV 5

max. 202 HV 5

Für den Vergleich der Härte wurden nun für jeden verwendeten Werkzeugtyp die markantesten Punkte des Parameterfensters herangezogen. Leider konnte keine Probe für die Schweißung mit gesteigertem Vorschub zur Prüfung herangezogen werden. Wie in Kapitel 8.2.1 ersichtlich wiesen diese Schweißungen Defekte auf, die bis an die Oberfläche reichten und somit eine Härteprüfung zu ungenau machten. Die Parameter der getesteten Proben finden sich in Tabelle 8-8.

Tabelle 8-8: Proben für die Härteprüfung, geschweißt mit einem Vorschub von 80 mm/min

	Drehzahl [U/min]	Anpresskraft [kN]	Werkzeugmaterial	Härte min/max [HV5]
S015/4	850	19	WC-Co	173/202
S020/4	450		WRh	180/219
S022/4	650		WC-Co	179/206
S027/1	1250	10	WRh	179/200



Wie in Abbildung 8-51 erkennbar ist, weist die Probe S020/4 im Durchschnitt die höchsten Härtewerte auf, S027/1 hingegen die geringsten. Dieses Ergebnis deckt sich mit den Ergebnissen der Korngrößenvermessung (siehe Kapitel 8.2.2.5 und 8.2.3.3. Ebenso verhält es sich bei den Schweißungen S015 und S022.

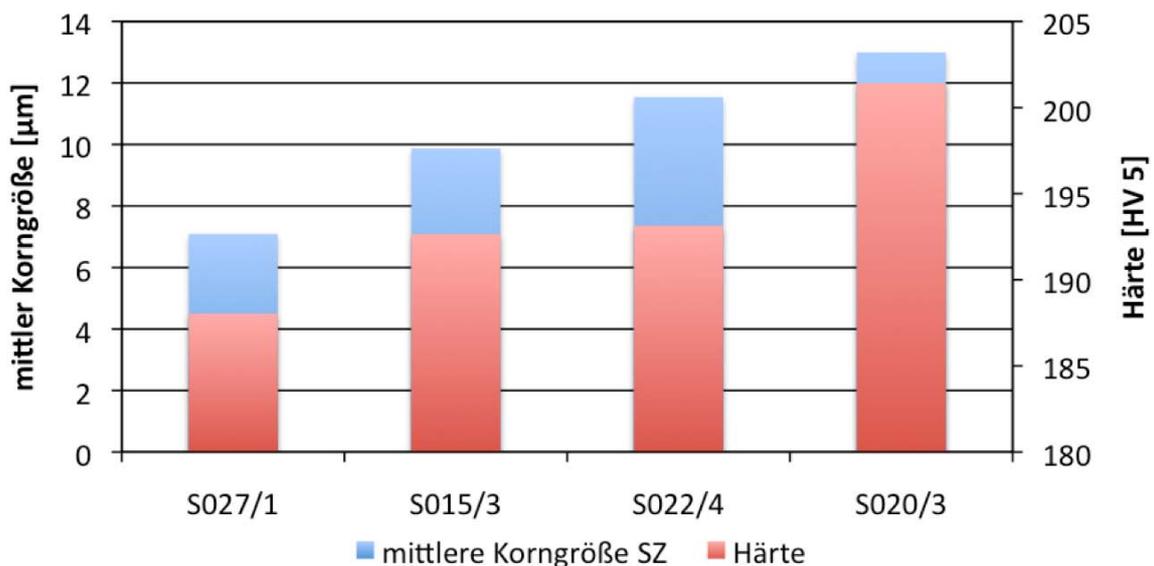


Abbildung 8-52: Vergleich der Härte und der mittleren Korngröße in der SZ

Abbildung 8-52 zeigt eindrucksvoll die Ähnlichkeit der Härte und der mittleren Korngröße in der Rührzone. Dies widerspricht jedoch der werkstoffkundlichen Grundlage, dass ein feineres Korn zu einer höheren Härte, Festigkeit und Zähigkeit führt.

Betrachtet man nun jedoch die Ergebnisse der Härtemessung im Vergleich zu der eingebrachten Energie, so zeigt sich, dass bei steigender Energie die Härte abnimmt.

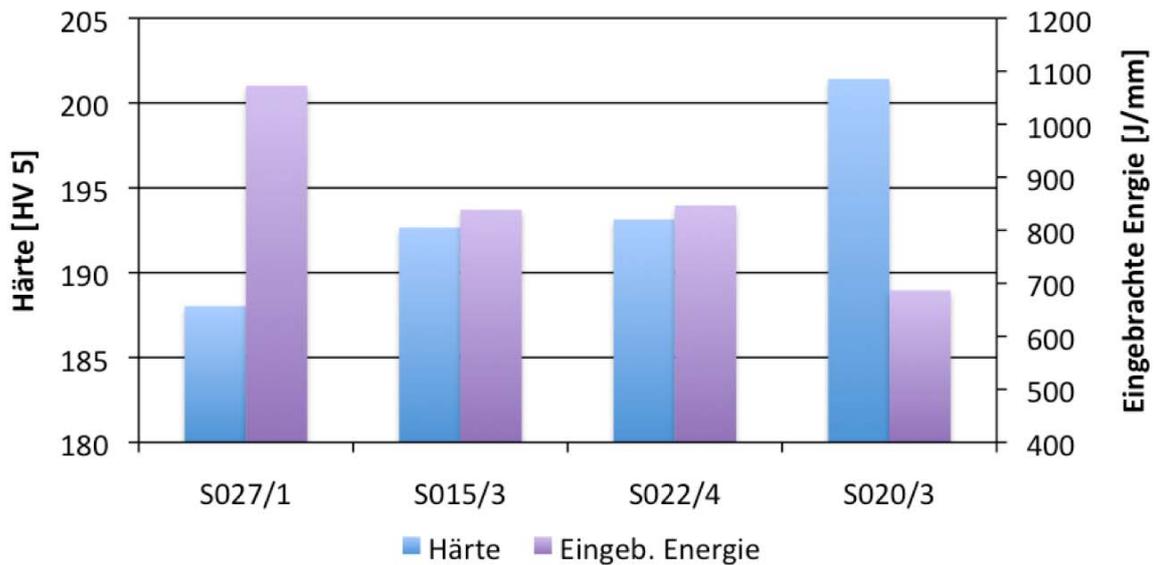


Abbildung 8-53: Vergleich der Härte und der eingebrachten Energie

Diese Ergebnisse lassen darauf schließen, dass die härtemindernde Wirkung der erhöhten Temperatur einen sehr starken Einfluss auf die resultierende Härte hat.

9 Zusammenfassung

Um die metallurgischen Vorgänge während des Schweißprozess zu verstehen, wurden im Rahmen dieser Arbeit mehrer Schweißversuche an einem austenitischen Edelstahl durchgeführt. Um die Ergebnisse besser verstehen zu können, wurde während den Schweißungen die Temperatur mitgemessen.

Die Ergebnisse der Temperaturmessung zeigten, dass sowohl bei steigender Drehzahl als auch bei steigendem Vorschub die Temperaturanstiege nicht stark sind. Vor allem bei der Steigerung der Drehzahl bei konstantem Vorschub zeigte sich hier nur ein sehr geringer Temperaturanstieg. Dies bestätigt auch der Vergleich der eingebrachten Energie der einzelnen Schweißversuche.

Weiters konnte der Einfluss des Pins auf die Wärmegenerierung gezeigt werden. An der Oberfläche der Probe hat das Fehlen des Pins so gut wie keinen Einfluss. Durch die fehlende Verrührung und der fehlenden Reibfläche an der Unterseite des Pins, konnte an der Bauteilunterseite eine Temperaturabnahme festgestellt werden.

Auch die Machbarkeit einer Low-Force Schweißung zur Reduzierung der Prozesskräfte wurde untersucht. Es zeigte sich, dass sich mit der Steigerung der Drehzahl die Prozesskräfte reduzieren lassen. Vor allem bei einer Erhöhung der Drehzahl von 550 auf 850 U/min und einer gleichzeitigen Reduktion der Anpresskraft um 5 kN konnte die Qualität der Schweißnaht konstant gehalten werden. Bei einer weiteren Erhöhung der Drehzahl auf 1250 und einer weiteren Reduktion der Anpresskraft auf 10 kN traten bereits jedoch kleine Poren auf, was nicht akzeptabel ist.

Ein weiterer großer Teil der Arbeit war die Untersuchung der Mikrostruktur der Schweißnähte. Hier konnte die Abhängigkeit der Korngröße von der Drehzahl gezeigt werden. Bei steigender Drehzahl nahm die Korngröße in der Stirzone im Durchschnitt ab. Eine starke Abhängigkeit der entstehenden Korngröße von der Vorschubgeschwindigkeit konnte nicht festgestellt werden.

Durch die Anwendung der Stop-Action Technik und dem damit verbundenem Abschrecken der Schweißprobe am Ende der Schweißung konnte das entstehende Gefüge an Hand der Rekristallisationsvorgänge beurteilt werden. So zeigte sich, dass die Auswirkungen der

statischen Rekristallisation und der Kornvergrößerung abhängig von der Drehzahl der Spindel sind.

Eine weitere wichtige Erkenntnis der metallographischen Untersuchung ist die Entstehung einer chromreichen und nickelarmen Phase bei der Erhöhung der Drehzahl und Verwendung eines WRh Werkzeugs. Bereits ab einer Drehzahl von 550 U/min bildet sich diese ungewollte Phase. Diese schränkt die Möglichkeit einer Low-Force Schweißung ein, da durch die Erhöhung der Drehzahl die Bildung dieser Phase begünstigt wird.

Auch die Härte in Abhängigkeit von den Schweißparametern wurde untersucht. Leider konnten hier nicht alle Proben untersucht werden, da einige von ihnen durch Öffnungen bis zur Oberfläche eine Vergleichbarkeit der Härtemessergebnisse nicht möglich machten.

10 Ausblick

Der FSW-Prozess ist ein Prozess mit sehr viel Potential für die Zukunft. Vor allem die sehr gute Schweißnahtqualität führt dazu. Damit dieses Schweißverfahren in der Großserie für Stahl eingesetzt werden kann ist noch sehr viel Forschungs- und Entwicklungsarbeit nötig. Die Weiterentwicklung der verwendeten Werkzeuge, im Besonderen des Werkstoffes, ist hierfür von größter Bedeutung. Die bereits vorhandenen Materialien sind entweder sehr teuer oder erreichen nicht die gewünschten Standzeiten.

Die Entwicklung des FSW Prozesses für Stahl sollte daher in 2 Richtungen gehen.

1. Die Entwicklung neuer Werkzeugmaterialien, welche bei geringen Produktionskosten lange Standzeiten garantieren. Diese Entwicklung ist vor allem für den großindustriellen Einsatz sehr wichtig.
2. Perfektion des Prozesses mit den vorhandenen Werkzeugmaterialien für den Hochtechnologieeinsatz. Gerade in diesem Bereich werden oft höhere Produktionskosten in Kauf genommen, wenn dafür die Ergebnisse von außerordentlicher Qualität sind. Hier müssen die Prozessparameter perfektioniert werden um die besten Schweißergebnisse zu liefern.

Daher ist eine Weiterführung der Forschungen dieser Arbeit sehr zu empfehlen. Einige Anregungen sollen nun gegeben werden.

Als erster Schritt sollten die Parameter-Felder dieser Arbeit ausgeweitet werden um einen größeren Bereich abdecken zu können. Weiters sollten auch andere Werkzeugmaterialien in die Versuche eingebaut werden, um eine bessere Vergleichbarkeit der einzelnen Materialien gewährleisten zu können. Weiters sollte die Temperaturmessung, vor allem an der Unterseite der Proben, optimiert und ausgeweitet werden.

Auch die Mikrostruktur der Schweißergebnisse sollte weiterer Untersuchungen unterzogen werden.

Um genau feststellen zu können wie die zwei Rekristallisationsarten und die Kornvergrößerung bei verschiedenen Drehzahlen die Korngröße beeinflussen, sollten zusätzlich OIM Analysen der Proben durchgeführt werden. Durch die Orientierung der Körner kann sehr gut festgestellt werden in welchem Ausmaß es zur statischen oder zur dynamischen Rekristallisation gekommen ist. Des weitern könnte bei diesen Untersuchungen die

Korngröße sehr genau bestimmt werden. Diese Informationen in Verbindung mit den mechanischen Kennwerten der einzelnen Schweißungen sind sehr wichtig für die Vorhersage der Schweißnahtqualität. Leider ist eine solche Untersuchungsreihe sehr kostspielig und konnte daher im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt werden.

Wie im Kapitel 8.2.2.2 beschrieben kam es auch bei manchen Proben zu einem leichten Korrosionsangriff. Um die Schweißergebnisse verbessern zu können sollten auch Korrosionsversuche in die Untersuchung aufgenommen werden.

Ziel ist es den Schweißprozess soweit zu perfektionieren, das bei höchster Wirtschaftlichkeit die beste Nahtqualität erreichbar sind. Dazu gehört bei rostfreien Stählen auch die Korrosionsbeständigkeit.

Da im Rahmen eines weiteren Projektes am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik ein Korrosionsprüfstand angeschafft wird sollte die Möglichkeit von Korrosionsversuchen auch für die Weiterentwicklung des FSW-Prozesses genutzt werden.

11 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 4-1: Prinzipskizze FSW [1]	4
Abbildung 4-2: Bereiche einer FSW-Naht [11]	6
Abbildung 4-3: Schweißbereich abhängig von Drehzahl und Vorschub mit Querschleifen von 6061-T9 [13].....	8
Abbildung 4-4: Pin-Design Varianten. (a) Whorl TM Pin. (b) Triflute TM Pin [10].....	10
Abbildung 4-5: Unterschiedliche Schulterformen für verbesserten Materialfluss [15].....	10
Abbildung 4-6: Werkzeug für Stahschweißung.....	11
Abbildung 4-7: Multiparttool [16].....	11
Abbildung 4-8: Formen von Fügekanten: (a) Stumpfnah, (b) Eck-Stumpfnah, (c) T-Stumpfnah, (d) Überlappnah, (e) mehrfache Überlappnah, (f) T-Überlappnah, (g) Kehlnah; [10]	12
Abbildung 4-9: Materialfluß beim FSW kombiniert aus drei Einzelflüßen. (a) Rotation, (b) Translation, (c) Ringswirbel, (d) Kombination der drei Bewegungskomponenten [7].....	13
Abbildung 4-10: FSSW bei einem Mazda RX8 [12].....	14
Abbildung 4-11: FSW-geschweißter Alu-Spaceframe bei einem Panoz Esperante [12]	14
Abbildung 4-12: FSW beim Ford GT [11].....	15
Abbildung 4-13: Eclipse 500 [11]	15
Abbildung 4-14: FSW bei Eclipse Aviation [11]	15
Abbildung 4-15: Temperaturabhängige Festigkeit von Aluminium und Stahl [25]	17
Abbildung 4-16: Fe-Cr Zweistoffsystem [34]	21
Abbildung 4-17: Übersicht über verwendete Hartstoffe [37].....	24
Abbildung 4-18: Quasibinäarer Schnitt WC-Co im Zustandsdiagramm WC-Co [37].....	25
Abbildung 5-1: FSW-Anlage des IWS (a), Stahschweißkopf (b).....	27
Abbildung 5-2: Pneumatische Spannvorrichtung	28
Abbildung 5-3: Mechanische Spannvorrichtung	28

Abbildung 5-4: Wasserauffangbecken	29
Abbildung 5-5: ausgetretenes Grundmaterial S012	29
Abbildung 5-6: Unterlegplatte	29
Abbildung 5-7: LEO 1450 VP des IWS der TU Graz.....	31
Abbildung 5-8: Zeiss Ultra 55 des FELMI der TU Graz[40]	31
Abbildung 5-9: Anordnung der Detektoren der Mikrosonde [40]	32
Abbildung 5-10: Mikrosonde und Arbeitsstation.....	32
Abbildung 5-11: automatisches Härtemessgerät EMCOTest M1C 010	33
Abbildung 6-1: Versuchsaufbau.....	34
Abbildung 6-2: Probenblech mit Thermoelementen	34
Abbildung 6-3: Lage der Thermoelemente an der Oberseite der Probe	36
Abbildung 6-4: Schlackeneinschluß Grundmaterial	38
Abbildung 6-5: Parameterfenster WC-Co Werkzeug	39
Abbildung 6-6: Parameterfenster WRe-Werkzeug	41
Abbildung 6-7: Drehzahl und Anbresskraft bei der Lowforce-Schweißung	42
Abbildung 7-1: Probenlage Oberflächenschliff	43
Abbildung 7-2: Probenlage Querschliff.....	43
Abbildung 7-3: Probenentnahme Low-Force-Welding	44
Abbildung 8-1: Lage der Spitzentemperatur im Temperatur/Zeit-Diagramm am Beispiel der Schweißung S001	47
Abbildung 8-2: Entnahme Mittelwerte für die Berechnung der eingebrachten Energie.....	48
Abbildung 8-3: Spitzentemperaturen an der Oberseite S002/S005/S010	50
Abbildung 8-4: Eingebrachte Energie für steigendem Vorschub	50
Abbildung 8-5: Spitzentemperatur an der Unterseite S015/S017/S023.....	51
Abbildung 8-6: Spitzentemperatur an der Oberseite S001/S002/S004/S009.....	52
Abbildung 8-7: Eingebrachte Energie bei steigender Drehzahl	52

Abbildung 8-8: Spitzentemperatur an der Unterseite S022/S014/S015/S016	53
Abbildung 8-9: Spitzentemperatur an der Oberseite S003/S004	54
Abbildung 8-10: Unvollständige Auflage der Schulter auf der RS bei der Schweißung S003..	55
Abbildung 8-11: Spitzentemperatur an der Unterseite S025/S016	55
Abbildung 8-12: Eingebrachte Energie mit/ohne Pin	56
Abbildung 8-13: Spitzentemperaturen an der Unterseite bei Low Force Welding mit entsprechendem Querschliff	58
Abbildung 8-14: Eingebrachte Energie WRe-Werkzeug.....	59
Abbildung 8-15: Prozesskräfte Low Force Welding	60
Abbildung 8-16: Kraft in Vorschubrichtung der Schweißung S027	61
Abbildung 8-17: Schweißdefekte	62
Abbildung 8-18: Vergleich der Schweißnahtoberflächen	64
Abbildung 8-19: Vergleich S021 (a) und S027 (b)	65
Abbildung 8-20: REM/EDX Untersuchung des Endlochs S019	65
Abbildung 8-21: Korrosion an S008	66
Abbildung 8-22: Korrosion an Schweißung S007, Schliff	67
Abbildung 8-23: Mikrostruktur der Stirzone bei Probe S020.....	68
Abbildung 8-24: Ausscheidungen S027.....	68
Abbildung 8-25: S020, Stirzone, $r=450$ U/min	69
Abbildung 8-26: S027/2, Stirzone, $r=850$ U/min.....	69
Abbildung 8-27: Linescan S027/2.....	70
Abbildung 8-28: Übersichtsaufnahme (a), Cr-Map (b), Austenit-Map (c), Ferrit-Map (d),	71
Abbildung 8-29: Mikrohärtigkeit S027/1 V2A-Ätzung	72
Abbildung 8-30: Mikrohärtigkeit S027/2 Murakami-Ätzung	72
Abbildung 8-31: BSD-Bild der Ausscheidung.....	73
Abbildung 8-32:Cr-Konzentration	73

Abbildung 8-33: Ni-Konzentration	73
Abbildung 8-34: Ni-Mapping am Übergang zur SZ an der Unterseite	74
Abbildung 8-35: Übersicht S022	75
Abbildung 8-36: EDX-Spektrum Stelle 1.....	76
Abbildung 8-37: EDX-Spektrum Stelle 2.....	76
Abbildung 8-38: mittlere Korngröße bei Verwendung des WRe Werkzeugs.....	76
Abbildung 8-39: Vergleich der Abkühlgeschwindigkeiten und Temperaturen an der Schweißung S022	79
Abbildung 8-40: Mittlere Korngröße bei steigender Drehzahl und Verwendung des WC Co- Werkzeugs	80
Abbildung 8-41: Wolframabrieb hinter dem Pin Im REM	81
Abbildung 8-42: EDX-Map des Wolframabriebs	81
Abbildung 8-43: Wolframabrieb im Lichtmikroskop.....	81
Abbildung 8-44: Mikrohärtigkeit des Wolframabriebs	81
Abbildung 8-45: Pin WC-Co Werkzeug neu.....	82
Abbildung 8-46: Pin WC-Co Werkzeug 140mm geschweißt	82
Abbildung 8-47: Härtemesslinie an der Oberfläche vor dem Pin	82
Abbildung 8-48: Temperatur vor dem Pin verglichen mit der AS	83
Abbildung 8-49: Härtelinie S015/3.....	84
Abbildung 8-50: Härtelinie S015/4.....	84
Abbildung 8-51: Vergleich der Härte im Querschliff.....	85
Abbildung 8-52: Vergleich der Härte und der mittleren Korngröße in der SZ	85
Abbildung 8-53: Vergleich der Härte und der eingebrachten Energie.....	86

12 Tabellenverzeichnis

Tabelle 4-1 Sollzusammensetzung 1.4301 in Gew % [29].....	19
Tabelle 4-2 mech. Eigenschaften 1.4301 [29].....	19
Tabelle 5-1: Abmessungen Wasserbecken	28
Tabelle 5-2: mechanische Eigenschaften OMOGABOND 600® [38]	30
Tabelle 6-1: chemische Zusammensetzung aus der optischen Emissionsspektromie in Gew.%.....	37
Tabelle 6-2: Zusammensetzung des WC-Co Werkzeugs [46].....	38
Tabelle 6-3: Zusammensetzung und Härte des WRe-Werkzeug [46]	39
Tabelle 6-4: Parameter für die Schweißung ohne Pin.....	40
Tabelle 6-5: Durchgeführte Schweißversuche	42
Tabelle 7-1: verändertes Murikami Ätzmittel.....	45
Tabelle 8-1: Schweißparameter Vorschubvariation.....	49
Tabelle 8-2: Schweißparameter Drehzahlvariation WC-Co Werkzeug, Vorschub 80mm/min und Anpresskraft 19 kN	Fehler! Textmarke nicht definiert.
Tabelle 8-3: Schweißparameter "Schweißung ohne Pin" Drehzahl 950U/min, Vorschub 80 mm/min, Anpresskraft 19 kN und Werkzeug aus WC-Co	Fehler! Textmarke nicht definiert.
Tabelle 8-4: Schweißparameter WRe-Werkzeug, Vorschub 80 mm/min	Fehler! Textmarke nicht definiert.
Tabelle 8-5: Resultierende Antriebsleistung.....	Fehler! Textmarke nicht definiert.
Tabelle 8-6: Ergebnisse der makroskopischen Untersuchung	63
Tabelle 8-7: Ergebnisse der WDX-Analyse	73
Tabelle 8-8: Proben für die Härteprüfung, geschweißt mit einem Vorschub von 80 mm/min	84

13 Literaturverzeichnis

- 1 Führer B., *Prozess- und Werkzeugentwicklung für das Rührreibschweißen von Stahl*. 2007. Diplomarbeit am Institut für Werkstoffkunde der Technische Universität Graz.
- 2 Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C., Murch M.G. and Templesmith P., *Improvements relations of friction welding*. 1991 Patent No. PCT/GB92/02203.
- 3 Mishra R. and Ma Z., *Friction Stir Welding and Processing*. 2005 Materials Science and Engineering , p. 6; 7ff.
- 4 Schneider C. (2010) *Friction Stir Welding of Magnesium and Steel*. Diplomarbeit am Institut für Werkstoffkunde der Technische Universität Graz.
- 5 Zhu X.K. and Chao Y.J., *Numerical simulation of transient temperature and residual stress in friction stir welding of 304L stainless steel*. Journal of Material Processing Technology 2003. Vol. 146 p. 263–272
- 6 Nandan R., DebRoy T. and Bhadeshia H. K. D. H., *Recent Advances in Friction Stir Welding - Process, Weldment, Structure and Properties*. Progress in Materials Science 2008.
- 7 Schneider J.A., *Temperature distribution and resulting metal flow*. In M. M. Mishra R.S., *Friction Stir Welding and Processing*. 2007
- 8 Weinberger T. and Enzinger. N., *Rührreibschweißen von Stahl: Momentaner Status*. Schweiss- & Prüftechnik Join Sonderband, Fortschritte in der Fügetechnik 2009 , pp. 32-34.
- 9 Weinberger T. and Enzinger. N. (2008). *Anwendungsmöglichkeiten von Rührreibschweißen*. Metall 2008, pp. 24-27.
- 10 Mishra, R. (2007). *Friction stir welding and processing*.
- 11 Sheikhi S., Zettler R. and dos Santos, J. F., *Fortschritte beim Reibrührschweißen von Aluminium, Magnesium und Stahl*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 2006 .
- 12 Zettler R., Sheikhi S., dos Santos J. F. and Roos A., *Prinzipien / Grundlagen des Reibschweißens*. Reibrührschweißen Leergang 2005. Geesthacht.

-
- 13 Dubourg L., Jahazi M., Gagnon F. O., Nedeau F. and St-Gerges L., *Process window optimization for FSW of thin and thick sheet Al alloys using statistical methods*. 6th international Symposium on Friction Stir Welding 2006. St. Sauveur.
 - 14 Johnson R., *Forces in Friction Stir Welding of Aluminium Alloys*. 3rd International Symposium on Friction Stir Welding 2001, (p. 7). Kobe, Japan.
 - 15 Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C., Temple-Smith P., Dawes C.J. and Kallee S.W.K.W., Patent No. GB 2306366. UK 1996.
 - 16 Wykes D. H., *Adjustable Pin for Friction Stir Welding Tool*. Patent No. US 5,697,544. USA 1996.
 - 17 Schilling C. and Dos Santos J., *Method and device for joining at least two adjoining work pieces by friction welding* Patent No. US 6,722,556 B2. USA 2000.
 - 18 Thomas W. M., Braithwaite A. B. and John R., *Skew-Stir Technology*. 2001. TWI.
 - 19 Ying L., Murr L. E. and McClure J. C., *Solid-state flow visualization in the friction-stir welding of 2024 Al to 6061 Al*. Scripta Materialia 1999, p. 1041-1046.
 - 20 Seidel T. U. and Reynolds A. P., *Visualization of the material flow in AA2195 friction-stir welds using a marker insert technique*. Metallurgical and Materials Transactions A 2001, Vol. 32, p 2879-2884.
 - 21 Guerra M., Schmidt C., McClure J. C., Murr L. E. and Nunes, A. C., *Flow patterns during friction stir welding*. Materials Characterization 2003, Vol. 49, p. 95 - 101.
 - 22 Mueller S., *Friction Stir Welding as joining process in the shipbuilding industry*. 4. GKSS FSW Workshop 2009. Geesthacht.
 - 23 Ostersehlte H., *Reibrührschweißen in der Luftfahrt*. 3. GKSS Workshop Reibrührschweißen 2005. Geesthacht.
 - 24 Arbegast, W. J., *Friction Stir welding: After a decade of development*. In Mishra R. S., et al., Friction Stir Welding and Processing 4, 2007, p. 3-18
 - 25 Bhadeshia H. K. D. H. and DebRoy T., *Critical assessment: friction stir welding of steels*. In Science and Technology of Welding and Joining 2009, VOL 14, p. 193 - 196
 - 26 Heimann W., Oppenheim R. and Weßling W., *Nichtrostende Stähle*. In Jäniche W., et al., *Werkstoffkunde Stahl* 1985, Vol. 2, p. 396ff. Verein Deutscher Eisenhüttenleute.

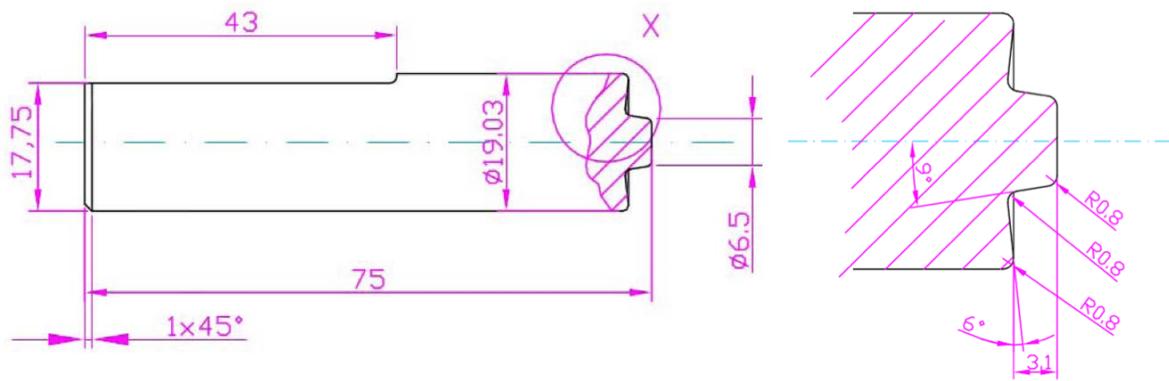
-
- 27 DIN EN 10088, *Nichtrostende Stähle - Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle* 1995; Deutsche Fassung EN 10088-1:2005.
- 28 ASM. (1994). ASM Special Handbook, Stainless Steels
- 29 Werkstoffdatenblatt Werkstoffnummer 1.4301 aus Ö-Norm 10028-7. *Flacherzeugnisse aus Druckbehälterstählen. Nichtrostende Stähle* 2009.
- 30 Kim S.H., Moon H.K., Kang T. and Lee C.S., *Dissolution kinetics of delta ferrite in AISI 304 stainless steel produced by strip casting process*. Materials Science and Engineering 2003, Vol 356, p.390-398
- 31 Dilthey U., *Schweißtechnische Fertigung* ,2005, Vol. 2, p. 267 ff, ISBN 978-3-540-21674-2, Springerverlag.
- 32 Folkhard, E., *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. 1984, p. 144ff, ISBN 3-211-81803-0. Springer Verlag.
- 33 Kerschbaumer K. G., *Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften von artfremd geschweißten Kehlnähten an hochfesten TM-Stahl*. 2009. Diplomarbeit am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der technischen Universität Graz
- 34 Marshall, P. (1984). *Austenitic Stainless Steel, Microstructure and Mechanical Properties*. Elsevier Applied Science Publishers.
- 35 Park S. H. C., Sato Y. S., Kokawa H., Okamoto K., Hirano S. and Inagaki M., *Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding*. Scripta Materialia 2003, Vol. 49, p. 1175–1180
- 36 Sato Y. S., Nelson T. W. and Sterling C. J., *Recrystallisation in Type 304L stainless steel during friction stirring*. Acta Materialia 2005, Vol. 53, p. 637–645
- 37 Schatt W., Wieters K.-P. and Kieback B., (2007). *Pulvermetallurgie, Technologien und Werkstoffe*.
- 38 OMEGABOND 600 Datenblatt, siehe Anhang Seite 103 - 101.
- 39 FELMI Homepage des Institut für Elektronenmikroskopie und Feinstrukturforschung (FELMI) der TU Graz (16/01/2011) http://www.felmi-zfe.tugraz.at/download/2006_06_Quanta200_pb.pdf
-

-
- 40 ZEISS. Technical Data Zeiss Ultra. (27/11/2010)
[http://www.smt.zeiss.com/C1256E4600307C70/EmbedTitelIntern/ULTRA_TechnicalData/\\$File/ULTRA_Technical_Data.pdf](http://www.smt.zeiss.com/C1256E4600307C70/EmbedTitelIntern/ULTRA_TechnicalData/$File/ULTRA_Technical_Data.pdf)
- 41 Homepage des Institut für Mineralogie und Petrologie der MU Leoben. (13/01/2011)
<http://www.unileoben.ac.at/content/view/578/1225/lang,de/>
- 42 Weinberger T., *Process and Tool Development for Friction Stir Welding of Steels*. Dissertation am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der technischen Universität Graz 2010, p. 68ff
- 43 Petzow G., *Metallographisches, keramographisches, plastographisches ätzen*. 1994. 6. Auflage, ISBN 3-443-23014-8, p. 235ff
- 44 Sadrawetz F. S., *Charakterisierung der Wärmeeinflusszone borlegierter 9 % Chromstähle*. Diplomarbeit am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik der technischen Universität Graz, 2010, p. 32ff
- 45 Kyffin W J, Threadgill P L, Lalvani H and Wynne B P, *Progress in FSSW of DP800 High Strength Automotive Steel*. 6th International Symposium on Friction Stir Welding 2006. Thousand Oaks, USA.
- 46 Tang W., Guo X., McClure J.C. , Murr L.E. and Nunes A., *Heat Input and Temperature Distribution in Friction Stir Welding*. Journal of Materials Processing and Manufacturing Science, 1998, pp. 163-172.
- 47 Park S. H., Sato Y. S., Kokawa H., Okamoto K., Hirano S. and Inagaki M., *Corrosion resistance of friction stir welded 304 stainless steel*. Scripta Materialia 2004, Vol. 51, p. 101–105 .
- 48 Sato Y. S., Muraguchi M. and Kokawa H., *Microstructure and Properties of Friction Stir Welded 304 Stainless Steel Using W-Based Alloy Tool*. In In Mishra R. S., et al., *Friction Stir Welding and Processing 4*, 2007, p. 261-268
- 49 Guimarães A.A. and Mei P.R., *Precipitation of carbides and sigma phase in AISI type 446 stainless steel under working conditions*. Journal of Materials Processing Technology 2004, p.1681–1689

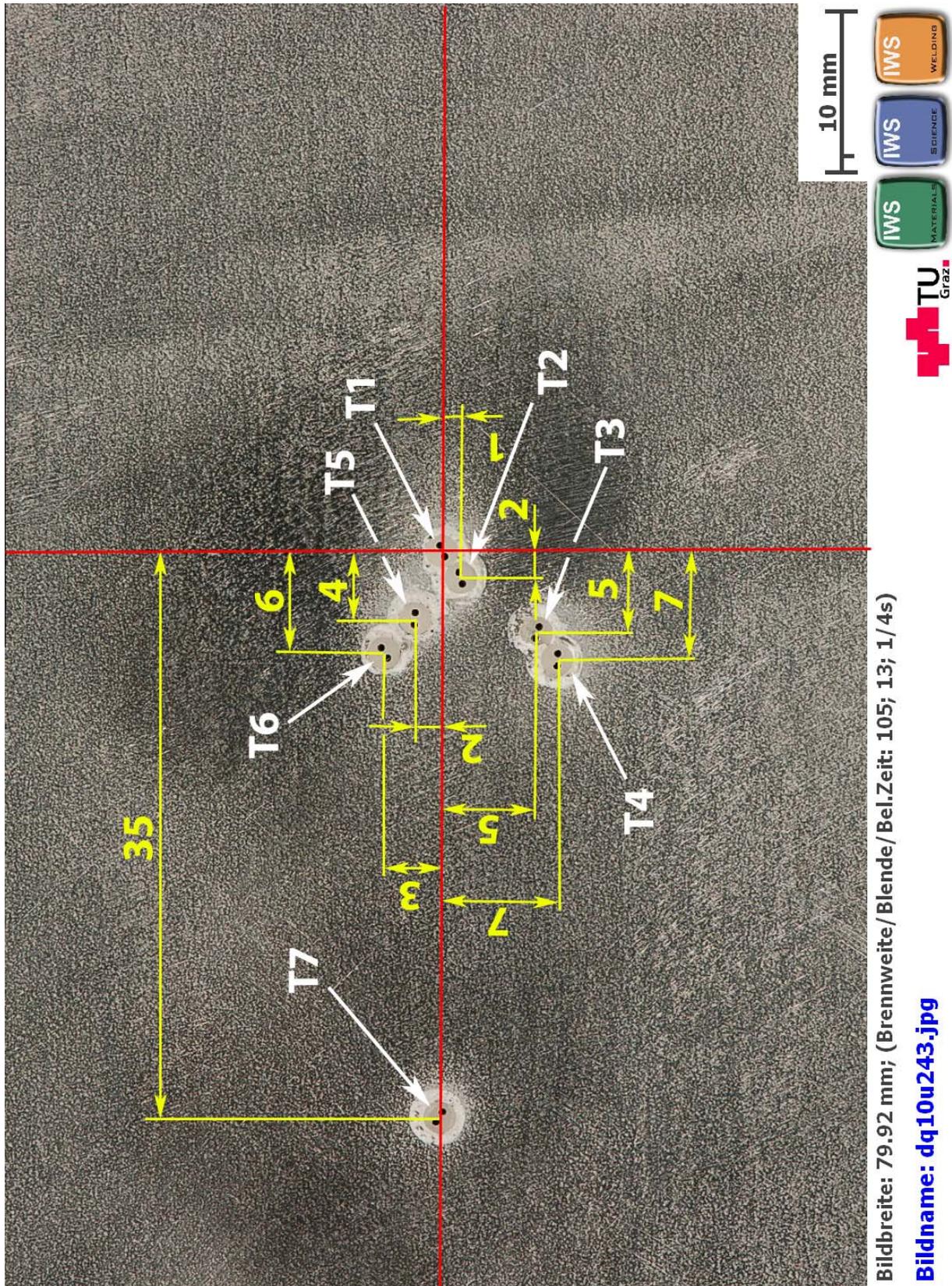
14 Anhang

A. Durchgeführte Schweißungen

	Drehzahl	Vorschub	Anpresskraft	Anmerkungen	
S001	750U/min	80mm/min	19 kN		
S002	850U/min	80mm/min	19 kN		
S003	950U/min	80mm/min	19 kN		Schweißung ohne Pin
S004	950U/min	80mm/min	19 kN		
S005	850U/min	100mm/min	19 kN		
S006	850U/min	120mm/min	19 kN		
S007	450U/min	80mm/min	19 kN		
S008	550U/min	80mm/min	19 kN		
S009	650U/min	80mm/min	19 kN		
S010	850U/min	150mm/min	19 kN		
S011	?U/min	---mm/min	kN		Werkzeugbruch
S012	750U/min	80mm/min	19 kN		Fehlerhafte Schweißung
S013	750U/min	80mm/min	19 kN		Fehlerhafte Schweißung
S014	750U/min	80mm/min	19 kN		
S015	850U/min	80mm/min	19 kN		
S016	950U/min	80mm/min	19 kN		
S017	850U/min	100mm/min	19 kN		
S018	850U/min	120mm/min	19 kN		
S019	450U/min	80mm/min	19 kN		Durchführungsplatte beschädigt
S020	450U/min	80mm/min	19 kN		
S021	550U/min	80mm/min	19 kN		
S022	650U/min	80mm/min	19 kN		
S023	850U/min	150mm/min	19 kN		
S024	U/min	mm/min	19 kN		Fehler der Maschinensteuerung
S025	950U/min	80mm/min	19 kN		Schweißung ohne Pin
S026	U/min	mm/min	kN		Test für S027
S027	450 850U/min 1250	80 mm/min	19 14 kN 10		Low-Force-Welding
S028	800U/min	-- mm/min	kN		FSSW
S029	800U/min	-- mm/min	kN		FSSW
S030	800U/min	-- mm/min	kN		FSSW

B. Abmessungen Werkzeug

C. Lage der Thermoelemente in der Durchführungsplatte



D. Datenblatt Omegabond 600



DATENBLATT
OMEGABOND 600, 700, CC HIGH TEMP

Chemisch härtende Hochtemperatur-Kleber

- ✓ Wärmeleitend
- ✓ Beständig gegen Temperaturschocks
- ✓ Elektrisch isolierend
- ✓ Beständig gegen Öle, Lösemittel und die meisten Säuren
- ✓ Haftet an praktisch allen sauberen Oberflächen **

Anwendungsgebiete:

OMEGABOND® 600

- ✓ Verguss
- ✓ Mechanische Verbindung
- ✓ Isolieren
- ✓ Vergießen
- ✓ Beschichtung

OMEGABOND® 700

- ✓ Beschichtung
- ✓ Montage

CC Hochtemperatur-Kleber

- ✓ Aufkleben und Isolieren
- ✓ Oberflächenthermoelemente
- ✓ Temperaturmessung

Diese chemisch härtenden Kleber binden oder härten durch eine chemische Reaktion aus, an der keine Luft beteiligt sein muss. Chemisch härtende Kleber können in stärkeren Schichten (ab 6 mm) aufgetragen werden*.



AUSWAHLKRITERIEN FÜR KLEBER

1. **Anwendungsart** – Verguss, Eindringenschutz, Kapselung, Montage, Kleben. Ist eine dünne oder eine dicke Schicht erforderlich? Diese Frage entscheidet, ob ein lufthärtender oder chemisch härtender Kleber verwendet wird.
2. **Temperatur-bezogene Aspekte** – Welcher maximalen Temperatur muss der Kleber standhalten? Wie stark muss die thermische Leitfähigkeit sein? Welche thermische Ausdehnung ist zulässig? Der geeignete Kleber ist auf diese Parameter abzustimmen.
3. **Lösemittel** – 10%-tige Natronlauge. Ausgehärteter Kleber ist jedoch schwierig zu entfernen.
4. **Trägermaterial** – Mit welchen Materialien kommt der Kleber in Kontakt?
5. **Anwendungsaspekte** – Topfzeit, Aushärtezeit, Auftragsverfahren, Losgröße, Aushärteverfahren.
6. **Sonstiges Aspekte** – Porosität, Feuchteabsorption, elektrischer Widerstand, Volumenstabilität, Maßhaltigkeit/Toleranzen.

Bestellangaben	
Modellnummer	Beschreibung
OB-600	OMEGABOND® 600 Pulver, 236 ml (Einkomponentenkleber; nur mit Wasser anmischen)
OB-700	OMEGABOND® 700 Pulver, 236 ml (Einkomponentenkleber; nur mit Wasser anmischen)
CC HIGH TEMP	CC Hochtemperaturkleber-Kit, bestehend aus 63 ml Pulver und 21 ml Flüssigkeit
CC Filler	CC Hochtemperaturkleber-Pulver, 236 ml (Zweikomponentenkleber; mit CC Binder anrühren)
CC Binder	CC Hochtemperaturkleber-Flüssigkeit, 236 ml (Zweikomponentenkleber; zum Anrühren von CC Filler)
OB-KIT-2	Kit mit chemisch härtendem Kleber. Ideal für Forschungsanwendungen. Bestehend aus je 59 ml OB-600, OB-700 sowie einem CC HIGH TEMP-Kit.
OB-TL	OMEGABOND® Verdünnung, 237 ml zur Vorbehandlung poröser Substrate vor dem Auftragen von angemischtem OB-600- oder OB-700-Kleber.

Bestellbeispiel: OB-KIT-2 ist Kit mit chemisch härtendem Kleber, bestehend aus OB-600, OB-700 und einem CC High Temp Kit.

NEWPORT ELECTRONICS GmbH

Daimlerstraße 26
D-75392 Deckenpfronn

Tel. 0 70 56 – 93 98-0

Fax 0 70 56 – 93 98-29

© COPYRIGHT NEWPORT ELECTRONICS GMBH.
ALLE RECHTE VORBEHALTEN

NE und NEWPORT sind Warenzeichen
der Newport Electronics, Inc. in Deutschland.

OE und OMEGA sind Warenzeichen der
OMEGA Engineering, Inc. in Deutschland.

INFO-Telefon 0800 – 82 66 342

<http://www.omega.de>

E-Mail: info@omega.de

Typische Eigenschaften

Modellnr.	OMEGABOND 600	OMEGABOND 700	CC Hochtemperatur-Kleber
Klebersystem (1- oder 2-Komponenten)	1 Komponente	1 Komponente	2 Komponenten
Wärmeausdehnungs-Koeffizient mm/mm/°C	4,68 x 10 ⁻⁶	22,32 x 10 ⁻⁶	8,28 x 10 ⁻⁶
Farbe	Hellgrau	Weiß	Braun
Druckfestigkeit, N/mm ²	31-38	24,1	26,8
Dichte, g/cm ³	2,56		2,25
Dielektrizitätskonstante	3,0 bis 4,0		5,0 bis 7,0
Durchschlagsfestigkeit bei 20°C, Volt/mm	3000 bis 3900		980 bis 2000
Durchschlagsfestigkeit bei 400°C, Volt/mm	980 bis 1500		490 bis 980
Durchschlagsfestigkeit bei 795°C, Volt/mm	490 bis 980		1,3
Maximale Betriebstemperatur, °C	1426	871	843
Bruchmodul, N/mm ²	3,10		
Zugfestigkeit, N/mm ²	1,72		2,93
Durchgangswiderstand bei 20°C, Ohm-cm	10 ¹⁰ -10 ¹¹		10 ⁷ -10 ⁹
Durchgangswiderstand bei 400°C, Ohm-cm	10 ⁹ -10 ¹⁰		10 ⁴ -10 ⁶
Durchgangswiderstand bei 795°C, Ohm-cm	10 ⁶ -10 ⁹		10 ² -10 ³
Biegefestigkeit, N/mm ²		2,99	
Absorption, %			10 - 12
Schwindung, %			0,5
Thermische Leitfähigkeit W/m-K	1,44- 1,73	0,65 bis 0,85	1,15
Mischungsverhältnis	100 Teile Pulver mit 13 Teilen Wasser (Gewichtsverhältnis) mischen.	75-80% Pulver mit 20-25% Wasser (Gewichtsverhältnis) mischen.	3 Teile Pulver mit 1 Teil Flüssigkeit (Gewichtsverhältnis) oder 2 Teile Füller mit 1 Teil Flüssigkeit (Volumenverhältnis) mischen.
Aushärten	OMEGABOND® 600 härtet bei Zimmertemperatur durch interne chemische Reaktion in 18-24 Stunden aus. Das Aushärten kann durch Trocknen in einem Ofen bei 82°C beschleunigt werden. Wenn der Kleber höheren Temperaturen ausgesetzt werden soll, empfiehlt es sich, den Kleber für 18-24 Stunden bei Umgebungstemperatur aushärten zu lassen und anschließend für 4 Stunden bei 82°C und weitere 4 Stunden bei 105°C im Ofen zu trocknen. Dieser Prozess verhindert das Austreten von Material.	OMEGABOND® 700 härtet bei Zimmertemperatur durch interne chemische Reaktion in 18-24 Stunden aus. Das Aushärten kann durch Trocknen in einem Ofen bei 82°C beschleunigt werden. Wenn der Kleber höheren Temperaturen ausgesetzt werden soll, empfiehlt es sich, den Kleber für 18-24 Stunden bei Umgebungstemperatur aushärten zu lassen und anschließend für 4 Stunden bei 82°C und weitere 4 Stunden bei 105°C im Ofen zu trocknen. Dieser Prozess verhindert das Austreten von Material.	CC Hochtemperaturkleber härtet durch eine interne chemische Reaktion aus und bindet innerhalb von 30 Minuten ab. Bei Zimmertemperatur härtet er innerhalb von 18 bis 24 Stunden aus. Das Aushärten kann durch Erwärmen im Ofen auf 65°C und auf 4 Stunden verkürzt werden. Bei einer Temperatur 105°C härtet der Kleber in 3 Stunden aus.
Typische Merkmale und Anwendungsgebiete	Hohe Durchschlagsfestigkeit. Zum Eingießen von Nickelchrom-Heizwiderständen. Haftet nicht auf glatten Quarz-Oberflächen.	Für Metalle oder andere Materialien mit hohen Wärmeausdehnungskoeffizienten. Hervorragende Bindungseigenschaften.	Zum Aufkleben und Isolieren von Thermoelementen für Oberflächenmessungen.

¹ Diese mechanischen Eigenschaften wurden unter Laborbedingungen nach den entsprechenden ASTM-Verfahren ermittelt. In der Praxis können sich abweichende Daten ergeben. Die beschriebenen Eigenschaften stellen keine verbindlichen Spezifikationen dar und können nicht als solche verwendet werden.

* Lufthärtende Kleber sind ebenfalls verfügbar. Siehe OMEGABOND® 300, OMEGABOND® 400 und OMEGABOND® 500. Diese Kleber binden und härten durch Abgabe von Feuchtigkeit an die Umgebung. Daher wird die zum Aushärten benötigte Zeit durch die Umgebungsbedingungen beeinflusst. Lufthärtende Kleber werden meist in dünnen Lagen mit Stärken bis maximal 6 mm eingesetzt.

** Für poröse Flächen kann eine Vorbehandlung mit Verdünner erforderlich sein, bevor der angemischte Kleber aufgetragen werden kann. Für OMEGABOND® 600 und OMEGABOND® 700 (1-Komponentenkleber) bestellen Sie OMEGABOND® Verdünner, Modellnr. OB-TL, (236 ml). Verwenden Sie zur Vorbehandlung poröser Flächen CC HIGH TEMP flüssiges Bindemittel, bevor Sie CC HIGH TEMP-Kleber auftragen.

E. chemische Analyse des Verwendeten Werkstoffes



MAGNA STEYR
Fahrzeugtechnik AG & Co KG

Technical Services		Akkreditiertes Prüflabor nach DIN EN ISO/IEC 17025:2005  DAP-PL-3581.00	
Prüfbericht / Test Report - Werkstofftechnik			
Bearbeiter/Issuing engineer:	R. Muhr / QAW	Nr./No.:	WT21600
Tel. / Phone: +43/6648840 -	4316	Datum / Date:	25.01.2011
Auftraggeber / Ordered by:	G. Stöfan	Projekt / Project:	-
Betrifft / Reference:	Materialanalyse		
Verteiler / Copies Gernot.stoefan@tugraz.at			

Der Prüfbericht darf ohne schriftliche Zustimmung der Leitung Technical Services nicht auszugsweise vervielfältigt werden.
Do not copy distribute or publish parts or excerpts of the test report without prior approval by the Head of the Dep. Technical Services.

Auftragsbeschreibung / Task description:

Die Werkstofftechnik wurde mit der chemischen Analyse von einer Stahlproben mit folgender Bezeichnungen beauftragt.

Diplomarbeit Pfeifer

Auftraggeber:

Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik
Univ. Prof. Dipl. Ing. Dr. tech. Priv. Doz. C. Sommitsch
Technische Universität Graz
A-8010 Graz, Kopernikusgasse 24

Bestellung: ohne Nummer

Ergebniszusammenfassung / Summary:

-

Beurteilung, Maßnahmen / Interpretation, Actions:

Die Istwerte der Analyse entsprechen hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung dem Werkstoff X5CrNi 18-10 mit der Werkstoffnummer 1.4301 nach DIN EN 10088-2 (Nichtrostende Stähle)

Bei elektronischer Verteilung des Prüfberichts entfallen die Unterschriften. Original in myEDB. The test report is not signed when distributed electronically. Original version in myEDB.

(J. Klöinger / Leitung Fachgruppe Werkstofftechnologie)	(R. Muhr / QAW)
---	-----------------

MAGNA STEYR Fahrzeugtechnik AG & Co KG

Liebensauer Hauptstraße 317, 8041 Graz, Austria

Tel: +43 316 404-0, Fax: +43 316 40 13 22, office@magna-steyr.com, www.magna-steyr.com

Rechtsform: Kommanditgesellschaft, Sitz: Graz, Firmenbuch-Nr.: FN187417p, Firmenbuchgericht: Landesgericht f. ZRS Graz, UID-Nr.: ATU 48193306

Bankverbindung: Raiffeisen Bank International AG, Konto-Nr. 1-00.452.557, BLZ 31000, IBAN: AT81 3100 0001 0046 2557, BIC/SWIFT: RZBAATWW

Komplementär (1): MAGNA STEYR Fahrzeugtechnik AG, Rechtsform: Aktiengesellschaft, Sitz: Graz, Firmenbuch-Nr.: FN 149451 g, Firmenbuchgericht: Landesgericht f. ZRS Graz

Komplementär (2): MAGNA STEYR AG & Co KG, Rechtsform: Kommanditgesellschaft, Sitz: Oberwiesendorf, Firmenbuch-Nr.: FN 214834 h, Firmenbuchgericht: Landesgericht Wiener Neustadt

Dieses Formular ist dem Standard NS0185 zugeordnet.
N1810-001-e

Seite/Page 1 von/of 2

DRY 1061284



MAGNA STEYR
Fahrzeugtechnik AG & Co KG

Prüfbericht / Test Report - Werkstofftechnik

Nr./No.: WT21600

Datum/Date: 25.01.2011

Einzelergebnisse / Results:

Alle Ergebnisse beziehen sich ausschließlich auf die untersuchten Proben. / All results exclusively refer to tested specimen.

Verwendete Prüfverfahren / Used test standards:

Werkstofftechnik Arbeitsanweisung AA-QW-098: Optisches Emissionsspektrometer für die Analysen von Metallen und deren Legierungen

	C %	Si %	Mn %	P %	S %	N %	Cr %	Ni*** %
Sollwerte*	max 0,07	max 1,00	max 2,00	max 0,045	max 0,015	max 0,11	17,5 – 19,5	8,0 – 10,5
Istanalyse**	0,02	0,47	1,43	0,028	0,001	0,07	17,9	7,92

*Sollwerte für X5CrNi 18-10 nach DIN EN 10088-2

** Istwerte Ergebnisse aus vier Einzelanalysen

***Grenzabweichung der Stückanalyse für Nickel $\pm 0,1\%$