



TECHNISCHE
UNIVERSITÄT
WIEN



DIPLOMARBEIT

Charakterisierung der Festigkeitssteigerung von Rührreibschweißungen an 6005A-T6 durch Wärmenachbehandlungen

ausgeführt zum Zwecke der Erlangung des akademischen Grades eines
Diplom-Ingenieur (Dipl.-Ing) unter der Leitung von

Univ.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Ernst Kozeschnik

Institut für Werkstoffwissenschaften und Werkstofftechnologie

eingereicht an der Technischen Universität Wien
Fakultät für Maschinenwesen und Betriebswissenschaften

von

Manuel Buchberger, BSc

Matrikelnummer: 01526167

Wien, August 2023

Manuel Buchberger

In Kooperation mit:

Siemens Mobility Austria GmbH

SIEMENS

Ich nehme zur Kenntnis, dass ich zur Drucklegung dieser Arbeit nur mit Bewilligung der Prüfungskommission berechtigt bin.

EIDESSTAATLICHE ERKLÄRUNG

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit nach den anerkannten Grundsätzen für wissenschaftliche Abhandlungen von mir selbstständig erstellt wurde. Alle verwendeten Hilfsmittel, insbesondere die zugrunde gelegte Literatur, sind in dieser Arbeit genannt und aufgelistet. Die aus den Quellen wörtlich entnommenen Stellen, sind als solche kenntlich gemacht. Das Thema dieser Arbeit wurde von mir bisher weder im In- noch Ausland einer Beurteilerin/ einem Beurteiler zur Begutachtung in irgendeiner Form als Prüfungsarbeit vorgelegt. Diese Arbeit stimmt mit der von den Begutachterinnen/Begutachtern beurteilten Arbeit überein.

Ich nehme zur Kenntnis, dass die vorgelegte Arbeit mit geeigneten und dem derzeitigen Stand der Technik entsprechenden Mitteln (Plagiat-Erkennungssoftware) elektronisch technisch überprüft wird. Dies stellt einerseits sicher, dass bei der Erstellung der vorgelegten Arbeit die hohen Qualitätsvorgaben im Rahmen der geltenden Regeln zur Sicherung guter wissenschaftlicher Praxis „Code of Conduct“ an der TU Wien eingehalten wurden. Zum anderen werden durch einen Abgleich mit anderen studentischen Abschlussarbeiten Verletzungen meines persönlichen Urheberrechts vermieden.

Wien, August 2023

Manuel Buchberger

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen, die mich bei der Erstellung dieser Arbeit unterstützt haben, bedanken.

Ein besonderer Dank gebührt Univ.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Ernst Kozeschnik für die hervorragende Betreuung meiner Arbeit und für die Möglichkeit, mein Thema am Institut für Werkstoffwissenschaften und Werkstofftechnologie bearbeiten zu dürfen. Die Diskussionen und Abstimmungen fanden stets auf Augenhöhe statt und seine ausgeprägte Fachkenntnis hat dabei geholfen, die Arbeit in die richtige Richtung zu lenken.

Bei der Siemens Mobility Austria GmbH und ganz besonders bei Dipl.-Ing. Gerhard Moser möchte ich mich für die Bereitstellung des Themas und der benötigten Materialien, aber auch für die Chance während meiner vierjährigen Tätigkeit als Werkstudent zahlreiche Einblicke in die Berufswelt sammeln zu dürfen, herzlich bedanken.

Ein großes Dankeschön gilt weiters meinem Siemens-seitigen Betreuer Dipl.-Ing Robert Nedelik, der mich mit seiner Erfahrung und Expertise bei dieser Arbeit unterstützt wie auch bestärkt hat und stets konstruktives Feedback gab. Auch allen anderen Kolleginnen und Kollegen, die mir bei diversen Fragen zur Seite standen und meine Anliegen hilfsbereit annahmen, möchte ich meinen Dank aussprechen. Hervorzuheben sind hier Ing. Rainer Wiskocil, Dipl.-Ing Dr.tech. Stephanie Legras, Ing. Thomas Meissl und Ing. Stefan Medwenitsch MSc.

Bei Ing. Christian Zaruba, Edith Asiemo, Ing. Richard Gürtenhofer MSc MSc, Ing. Heinz Kaminski, Dipl.-Ing. Tomasz Wojcik und Robert Kahlenberg MSc vom Institut für Werkstoffwissenschaften und Werkstofftechnologie bedanke ich mich für die Unterstützung bei den durchgeführten Untersuchungen.

Abschließend noch vielen Dank an meine Familie und meine Freundin Teresa Löscher BEd, die mich durch mein Studium begleitet haben und immer für mich da waren. Meine Studienkollegen Dipl.-Ing Philipp Zorn und Christian Haas BSc möchte ich hier natürlich auch nicht vergessen, mit denen ich die gesamte Studienzeit gelernt, gearbeitet und auch die Freizeit verbracht habe, wodurch mein Studium zu einem besonderen Erlebnis wurde.

Kurzfassung

Diese Diplomarbeit beschäftigt sich mit der Verbesserung der mechanischen Eigenschaften von Rührreibschweißungen an 6xxx-Aluminiumlegierungen, welche durch eine Warmauslagerung nach dem Schweißen erzielt werden kann.

Rührreibschweißen stellt neben Schmelzschweißen eine mit vielen Vorteilen verbundene Möglichkeit dar, um Schweißbaugruppen im Schienenfahrzeugbau in Aluminiumbauweise zu fügen. Die dabei eingesetzten Legierungen der 6xxx-Serie erreichen ihre Festigkeit vor allem durch die Bildung von verfestigenden Ausscheidungen. Diese Ausscheidungen werden durch den Schweißprozess verändert, sodass sich ein Bereich mit verringerter Festigkeit um die Naht bildet. Durch Wärmebehandlungen der verschweißten Bauteile kann diese Entfestigung zumindest teilweise aufgehoben und die Belastbarkeit der Verbindung verbessert werden.

Der vom Schweißprozess hervorgerufene überalterte Zustand in der Wärmeeinflusszone kann grundsätzlich nur durch Lösungsglühen und Auslagern vollständig rückgebildet werden. Sofern es aber neben der Überalterung zu einer partiellen Auflösung der Ausscheidungen kommt, ist es auch möglich einen Festigkeitszuwachs durch reines Warmauslagern zu erzielen. Dabei ist es bedeutsam, dass beim Rührreibschweißen im Gegensatz zum Schmelzschweißen, ohne Zusatzwerkstoff gearbeitet wird, wodurch die aushärtbare Zusammensetzung in der Naht erhalten bleibt.

Zur Untersuchung des festigkeitssteigernden Potentials dieser Wärmenachbehandlung wurden an Rührreibschweißungen verschiedene Warmauslagerungen durchgeführt und durch Zugversuche der Einfluss auf die statische Festigkeit ermittelt. Zusätzlich wurden Härteverläufe erstellt, welche die Auswirkungen auf die einzelnen Bereiche des Nahtquerschnittes zeigen. Bei der untersuchten Naht handelt es sich um eine doppelt geschweißte Rührreibschweißung an 18 mm dicken Profilen aus 6005A-T6. Weiters wurde versucht den Effekt durch thermo-kinetische Simulationen mit MatCalc nachzustellen. Die betrachtete Naht wurde dafür thermisch, mechanisch und mikrostrukturell charakterisiert, um Parameter und Vergleichswerte für die Berechnungen zu erhalten.

Der maximal ermittelte Anstieg der Festigkeit konnte mit einer Lagerung der Proben bei 180 °C für sechs Stunden erzielt werden. Die Zugversuche zeigten dabei einen Anstieg der Dehngrenze der Schweißverbindung von 68 % bezogen auf die Festigkeit der unbehandelten Naht. Die Zugfestigkeit konnte nur in einem geringeren Ausmaß erhöht werden und die Härteverläufe machten erkenntlich, dass in lokalen Bereichen des Nahtquerschnittes die Entfestigung durch die Warmauslagerung nicht vollständig eliminiert werden kann. Die erreichbare Festigkeitssteigerung ist aufgrund der einfachen Nachbehandlung dennoch praktikabel und somit für technische Anwendungen interessant.

Abstract

This thesis investigates the enhancement of the mechanical properties of friction stir welds on 6xxx aluminum alloys, which can be achieved by artificial ageing after welding.

In addition to fusion welding, friction stir welding represents a beneficial method for joining aluminum parts in railway vehicle manufacturing. The 6xxx series alloys used here achieve their strength primarily through the formation of strengthening precipitates. These precipitates are altered by the welding process resulting in a softened region around the weld. This strength reduction can be at least partially reversed with post weld heat treatments leading to higher joint efficiency.

The overaged condition in the heat affected zone caused by the welding process can only be completely reverted by solution heat treatment and ageing. However, if a partial dissolution of the precipitates occurs in addition to the overaging, it is also possible to achieve an increase in strength only by artificial ageing. At this point it is important to note that friction stir welding, in contrast to fusion welding, is performed without any filler metal and thus, the hardenable composition in the weld remains.

To investigate the potential of the post weld heat treatment, various ageing treatments were carried out on friction stir welds and tensile tests were performed to determine the influence on the static strength. Moreover, hardness measurements were used to show the effects on the individual areas of the weld. The investigated weld is a double-welded friction stir weld on 18 mm thick extrusions made of 6005A-T6. Furthermore, it was attempted to reproduce the effect with thermo-kinetic simulations using MatCalc. For this purpose, the weld was characterized thermally, mechanically and microstructurally in order to obtain parameters and comparative values for these calculations.

The highest evaluated increase in strength was achieved by ageing the specimens at 180 °C for six hours. The tensile tests showed an increase in the yield strength of the joint of 68 % relative to the strength of the untreated weld. The tensile strength could only be increased by a lesser extent and the hardness curves show that in local areas of the weld cross section the softening cannot be completely reversed by plain ageing. Nevertheless, the achievable strength increase is practical due to the simple post treatment and thereby interesting for technical applications.

Abkürzungen

A ₅₀	Bruchdehnung bei einer Messlänge von 50 mm
AS	Gleichlaufseite (englisch: advancing side)
DIN	Deutsches Institut für Normung
DVS	Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren
EN	Europäische Norm
FE	Finite Elemente
FSW	Rührreibschweißen (englisch: friction stir welding)
GW	Grundwerkstoff
HRTEM	hochauflösende Transmissionselektronenmikroskopie (englisch: high resolution transmission electron microscopy)
HV	Härte nach Vickers
ISO	International Organization for Standardization
MAG	Metall-Aktivgas
MIG	Metall-Inertgas
MSG	Metall-Schutzgas
r	Ausscheidungsradius
r ₀	kritischer Ausscheidungsradius
R _{dp0,2}	0,2%-Stauchgrenze
R _m	Zugfestigkeit
R _{p0,2}	0,2%-Dehngrenze
RS	Gegenlaufseite (englisch: retreating side)
t	Bauteildicke
TEM	Transmissionselektronenmikroskopie
T _{max}	Spitzentemperatur
TMBZ	thermomechanisch beeinflusste Zone

TWI	The Welding Institute
WEZ	Wärmeeinflusszone
WIG	Wolfram-Inertgas

Inhalt

1	Einleitung.....	1
2	Ziele	3
3	Stand der Technik.....	4
3.1	Aluminiumlegierungen	4
3.1.1	Einteilung und Bezeichnung von Aluminiumlegierungen	4
3.1.2	Aluminiumlegierungen im Schienenfahrzeugbau	6
3.1.3	Festigkeitssteigerung bei Aluminiumlegierungen	7
3.1.3.1	Festigkeitssteigerung von aushärtbaren Aluminiumlegierungen	8
3.1.3.2	Festigkeitssteigerung von nicht aushärtbaren Aluminiumlegierungen	11
3.1.4	Mg-Si-Aluminiumlegierungen.....	11
3.1.4.1	Legierungszusammensetzung von Mg-Si-Aluminiumlegierungen	11
3.1.4.2	Ausscheidungsreihenfolge von Mg-Si-Aluminiumlegierungen	12
3.1.4.3	Wärmebehandlungen von Mg-Si-Aluminiumlegierungen	14
3.2	Schweißen von Aluminium.....	15
3.2.1	Lichtbogenschweißen von Aluminium	16
3.2.2	Rührreibschweißen von Aluminium	19
3.2.3	Schweißzonen.....	22
3.2.3.1	Schweißzonen einer Schmelzschweißnaht.....	22
3.2.3.2	Schweißzonen einer FSW-Naht	23
3.2.4	Normwerte für Festigkeit und Größe der Schweißzone	25
3.2.5	Warmauslagerung von Schweißverbindungen	26
4	Versuchsdurchführung	28
4.1	Probenmaterial und untersuchte Schweißnaht	28
4.2	Zugversuche	30
4.2.1	Zugproben und Wärmebehandlungen	30
4.2.2	Versuchsaufbau	31
4.3	Härteprüfung.....	32

4.4	Makro- und Mikroschliffe.....	33
4.5	Temperaturmessungen	34
4.6	Druckversuche.....	35
4.7	TEM-Untersuchungen	37
5	Simulationen.....	38
5.1	Berechnung der Temperaturverläufe.....	38
5.2	Simulation der Mikrostrukturentwicklung	40
6	Ergebnisse.....	41
6.1	Thermische Charakterisierung	41
6.2	Mechanische Charakterisierung	44
6.2.1	Härteverläufe.....	44
6.2.2	Zugversuche.....	46
6.2.3	Druckversuche	47
6.3	Gefügecharakterisierung	48
6.3.1	Geätzte Schliffbilder	48
6.3.2	TEM-Untersuchungen.....	49
6.4	Ergebnisse der MatCalc-Simulation	52
7	Diskussion.....	53
7.1	Charakterisierung der Schweißnaht	53
7.2	Einfluss der Wärmebehandlungen	55
7.3	Einfluss der doppelten Schweißung	57
7.4	Gegenüberstellung der MatCalc-Simulation	57
8	Zusammenfassung und Ausblick	58
9	Literaturverzeichnis	59
10	Abbildungsverzeichnis.....	61
11	Tabellenverzeichnis	63
12	Anhang.....	64

1 Einleitung

Die Gewichtseinsparung ist neben der Kostenoptimierung einer der wichtigsten Faktoren, um den heutigen ökonomischen und ökologischen Anforderungen im Fahrzeugbau gerecht zu werden. Dies trifft auch auf die Schienenfahrzeuge des öffentlichen Verkehrs zu und ist für Hersteller dieser auch notwendig, damit die Konkurrenzfähigkeit am Markt erhalten bleibt. Da Schweißnähte oft einen kritischen Punkt bei der Auslegung darstellen, sind ein hoher Schweißnahtfaktor¹ und die Optimierung der Berechnungsverfahren zwei große Hebel, um Bauteilwandstärken und damit Gewicht zu reduzieren.

Bei Schienenfahrzeugen ist der sogenannte Wagenkasten oder Rohbau gleichzeitig Karosserie und Rahmen und stellt damit die tragende Struktur dar. Dieser Wagenkasten wird üblicherweise aus Stahl oder aus Aluminium in Differential- oder Integralbauweise aufgebaut. Bei beiden Bauweisen werden unterschiedliche Schweißverfahren verwendet, sodass aus Profilen und Blechen der Rohbau gefertigt werden kann. Bei Fahrzeugen aus Aluminium wird neben klassischen Schmelzschweißverfahren das Rührreibschweißen (englisch: friction stir welding, FSW) eingesetzt, um qualitativ hochwertige Schweißnähte herzustellen. Bei diesem Schweißverfahren werden die Fügepartner durch die Reibungswärme, welche von einem rotierenden Werkzeug ausgeht, und durch das Verrühren des Werkstoffes verbunden. Wie in Abbildung 1 ersichtlich, wird das FSW-Werkzeug zur Erzeugung der Schweißnaht maschinell entlang des Nahtstoßes geführt.

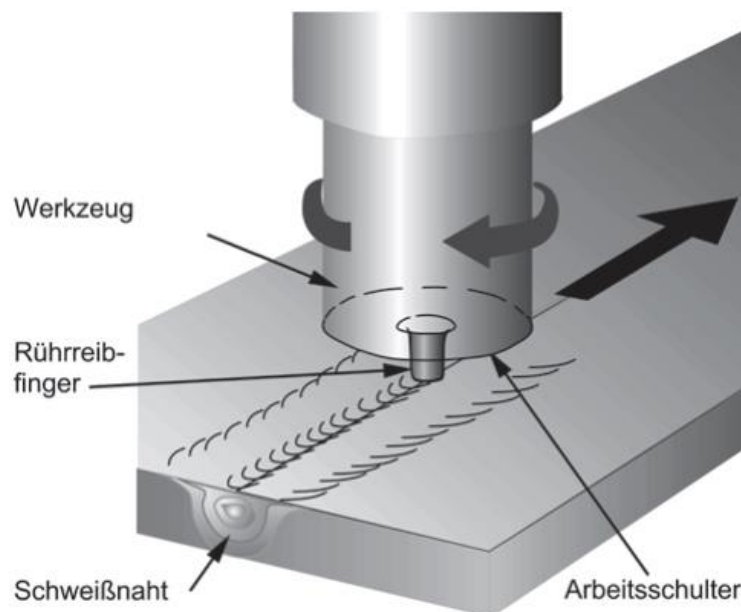


Abbildung 1: Verfahrensschema des Rührreibschweißens [1]

¹ Der Schweißnahtfaktor stellt das Verhältnis von Festigkeit der Schweißnaht zur Festigkeit des Grundwerkstoffes dar und spiegelt die Effizienz der Verbindung wider.

Der Wärmeeintrag des Schweißprozesses führt bei ausgehärteten Aluminiumlegierungen durch die Veränderung des Ausscheidungszustandes zu einer Entfestigung in der Wärmeeinflusszone. Werden die Ausscheidungen beim Schweißen in diesem Bereich nicht nur vergrößert und umgewandelt, sondern auch aufgelöst, ist es möglich die Festigkeit durch erneutes Auslagern der Schweißbaugruppe wieder zu erhöhen. So eine Nachbehandlung wäre damit eine einfache Möglichkeit, den Schweißnahtfaktor zu verbessern.

Durch die hier durchgeführten Untersuchungen kann das Potential dieser Festigkeitssteigerung ermittelt werden und gemeinsam mit den einhergehenden Erkenntnissen zur Schweißnaht und deren Ausprägung später genutzt werden, um Optimierungen an Bauteilen vornehmen zu können.

2 Ziele

Das Ziel dieser Arbeit ist zu zeigen, welche Auswirkungen eine Wärmenachbehandlung in Form von einer Warmauslagerung auf eine FSW-Verbindung hat. Vor allem soll die Veränderung der statischen Festigkeit ermittelt werden. Dazu werden an Proben unterschiedliche Wärmebehandlungen durchgeführt und durch Zugversuche und Härtemessungen die Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften charakterisiert, um das mögliche Potential zur Festigkeitssteigerung zu bestimmen.

Mithilfe von Simulationen der Mikrostrukturentwicklung soll zusätzlich versucht werden die ablaufenden Prozesse zu beschreiben. Um diese Berechnungen zu ermöglichen, muss die Schweißung thermisch charakterisiert werden. Weiters sollen Untersuchungen mit dem Transmissionselektronenmikroskop (TEM) und Druckversuche den Ausscheidungszustand und die lokale Festigkeit nach dem Schweißen zeigen und für einen Abgleich mit den simulierten Daten dienen.

3 Stand der Technik

3.1 Aluminiumlegierungen

Obwohl Aluminium das dritthäufigste Element der Erdkruste ist, wurde es wegen der aufwändigen und energieintensiven Gewinnung erst relativ spät als technischer Werkstoff bekannt. Heutzutage sind Aluminiumlegierungen aufgrund ihrer nützlichen Eigenschaften die nach Stahl am zweithäufigsten eingesetzten metallischen Werkstoffe. [2]

Durch das gute Verhältnis von Festigkeit zu Dichte und den relativ geringen Kosten wird dieser Werkstoff oft für Leichtbauanwendungen verwendet. Gemeinsam mit der guten Korrosionsbeständigkeit und den vielseitigen Herstellungs- und Formgebungsmöglichkeiten stellt Aluminium damit ein häufig genutztes Material zur Konstruktion unterschiedlichster Leichtbaustrukturen dar. [1]

3.1.1 Einteilung und Bezeichnung von Aluminiumlegierungen

Es wird zwar meist vom Werkstoff Aluminium gesprochen, reines Aluminium wird aber aufgrund seiner schlechten mechanischen Eigenschaften in der Regel nicht in maschinenbaulichen Anwendungen eingesetzt. Vielmehr werden Aluminiumlegierungen, welche durch die gezielte Zugabe von Legierungselementen in die Aluminiumschmelze entstehen, und deutlich bessere Festigkeiten erreichen, verwendet. Grundsätzlich werden diese Legierungen in zwei Gruppen unterteilt. Zum einen gibt es Aluminium-Gusslegierungen, welche sich durch gute Gusseigenschaften auszeichnen und zum anderen gibt es Aluminium-Knetlegierungen, die sich besonders für umformende Fertigungstechniken wie Walzen und Strangpressen eignen. [1] [3]

Bei beiden Gruppen werden die Legierungen durch die unterschiedlichen beigefügten Legierungselemente differenziert. Das Bezeichnungssystem nach DIN EN 573-1 sieht dabei eine vierstellige Materialnummer vor, um Knetlegierungen zu klassifizieren. In Abhängigkeit von den Hauptlegierungselementen werden die Werkstoffe, wie in Tabelle 1 angeführt, in acht Legierungsgruppen unterteilt, welche durch die erste Stelle der Materialnummer gekennzeichnet sind. Die weitere Aufgliederung in aushärtbare und nicht aushärtbare Legierungen gibt an, ob entsprechende Werkstoffe durch eine Wärmebehandlung festigkeitssteigernde Ausscheidungen bilden können.

Tabelle 1: Aluminium-Legierungsgruppen nach DIN EN 573-1

Legierungsgruppe	Hauptlegierungselemente	Aushärtbarkeit
1xxx	Reinaluminium	Nicht aushärtbar
2xxx	Kupfer	Aushärtbar
3xxx	Mangan	Nicht aushärtbar
4xxx	Silizium	Nicht aushärtbar
5xxx	Magnesium	Nicht aushärtbar
6xxx	Magnesium und Silizium	Aushärtbar
7xxx	Zink	Aushärtbar
8xxx	Sonstige Elemente	Nicht aushärtbar

Die letzten drei Ziffern der Materialnummer werden bei Reinaluminium zur Angabe des Reinheitsgrades verwendet. Bei den Serien 2xxx bis 8xxx bezeichnen die beiden letzten Ziffern entsprechende Legierungen in den Legierungsgruppen, der Zahlenwert selbst spiegelt dabei aber keine Legierungsbestandteile oder Anteile wider. Die zweite Ziffer steht für die Legierungsabwandlung, wobei 0 der ursprünglichen Form entspricht und 1 bis 9 die davon abgewandelten Legierungen kennzeichnen. Falls das vierstellige Zahlensystem nicht ausreicht, um eine Legierung eindeutig zu beschreiben, wird der Materialnummer ein Buchstabe (A, B, C usw.) zur weiteren Unterscheidung angefügt.

Neben der Zusammensetzung hat der Werkstoffzustand, welcher die mechanische und thermische Vorgeschichte von Halbzeugen beschreibt, ausschlaggebenden Einfluss auf die Eigenschaften von Aluminiumwerkstoffen und wird daher zusätzlich zur Legierungsbezeichnung angeführt. Die DIN EN 515 definiert fünf Grundzustände für Knetlegierungen, welche in Tabelle 2 ersichtlich sind.

Tabelle 2: Werkstoffzustände nach DIN EN 515

Bezeichnung	Bedeutung
F	Herstellungszustand
O	Weichgeglüht
H	Kaltverfestigt
W	Lösungsgeglüht
T	Wärmebehandelt auf andere stabile Werkstoffzustände

Durch weiter angefügte Ziffern werden einzelne Werkstoffzustände noch genauer definiert. Auf diese wird hier jedoch nicht genauer eingegangen und auf die entsprechende Norm DIN EN 515 verwiesen.

3.1.2 Aluminiumlegierungen im Schienenfahrzeugbau

Der Wagenkasten oder Rohbau bildet die Struktur eines Schienenfahrzeuges und muss unterschiedliche statische, wie auch dynamische Kräfte und Belastungen übertragen und standhalten. Bei der Konstruktion von Rohbauten werden zwei Bauweisen unterschieden, welche explizit oder in Kombination eingesetzt werden. Diese Bauweisen sind die Differentialbauweise und die Integralbauweise. Die Differentialbauweise sieht einen Aufbau aus einfachen Profilen vor, welche als Rahmen und Spriegel gemeinsam mit Blechen die Struktur und Außenflächen bilden. Wagenkästen in Integralbauweise, wie beispielsweise in Abbildung 2 abgebildet, bestehen aus komplexen Profilen, welche zur Abbildung der Flächenbereiche oft als zweischalige Großprofile ausgeführt sind. Weiters werden in der Differentialbauweise eine Vielzahl an kleineren Anschweißteilen und Profilstücken für zum Beispiel Befestigungspunkte und Versteifungen verwendet. Im Gegensatz dazu wird in der Integralbauweise versucht, möglichst viele Funktionen in die Profile zu integrieren, um den Schweißaufwand zu reduzieren. Nicht benötigte Profilelemente werden an den entsprechenden Stellen spanend entfernt, sodass der Bauraum vergrößert und das Gewicht des Rohbaus reduziert wird.

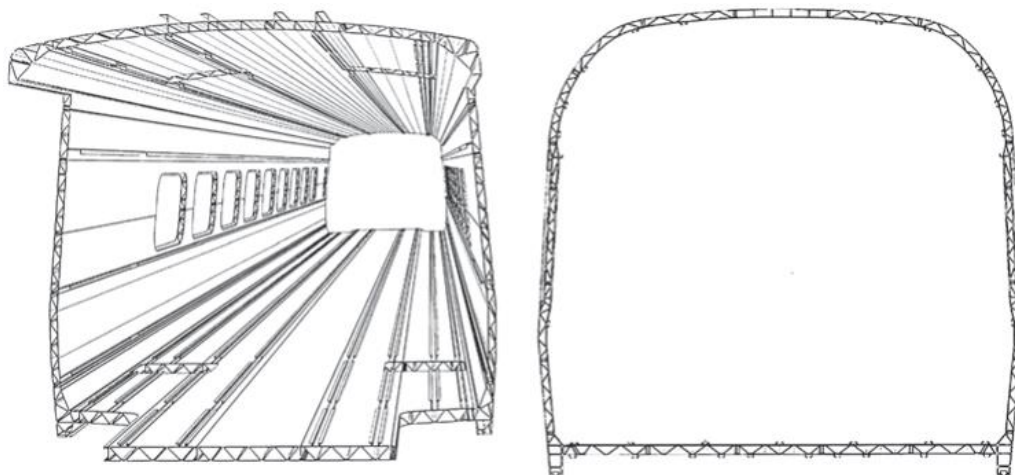


Abbildung 2: Wagenkasten in Integralbauweise aus Aluminiumprofilen [1]

Die bei Aluminiumfahrzeugen verwendeten Profile werden dabei durch Strangpressen gefertigt. Beim Strangpressen wird ein auf etwa 450 °C bis 500 °C vorgewärmter zylindrischer Rohling von einem Bolzen durch ein Werkzeug, die Matrize, gedrückt und dabei in die entsprechende Profilform gebracht. Anschließendes recken der Profile stellt die geradläufige Form dieser sicher. Die Legierungselemente bestimmen, wie gut ein Werkstoff strangpressbar ist, wobei die erreichbare Pressgeschwindigkeit, Mindestwandstärke und Endfestigkeit entscheidend sind. [1]

Die DIN 5513 listet Aluminiumwerkstoffe für den Schienenfahrzeugbau und beinhaltet neben Blechlegierungen der 5xxx-Serie auch Legierungen der 6xxx-Serie für Strangpressprofile. Je nach Profilgeometrie und Festigkeitsanforderungen sind die Legierungen 6005A, 6060, 6082 und 6106 im Werkstoffzustand T6 und T66 als bevorzugte Legierungen für den Wagenkasten angeführt.

3.1.3 Festigkeitssteigerung bei Aluminiumlegierungen

Im Allgemeinen beschreibt die Festigkeit eines Werkstoffes die Widerstandsfähigkeit gegen von außen einwirkende Kräfte und gibt die Grenze zwischen reversibler elastischer und irreversibler plastischer Verformung an. Wird ein Bauteil mechanisch über die Dehn- bzw. Streckgrenze hinaus belastet, kommt es zu verbleibenden Verformungen nach dem Entlasten. [2]

Die plastische Verformung wird dabei bei metallischen Werkstoffen hauptsächlich durch die Bildung und Bewegung von Versetzungen in den verfügbaren Gleitebenen hervorgerufen. Versetzungen stellen eindimensionale Fehler im kristallinen Gefüge dar, welche bei ausreichend hoher mechanischer Einwirkung, wie in Abbildung 3 schematisch gezeigt, weiterbewegt werden und so zu einer irreversiblen Verformung eines Werkstoffes führen.

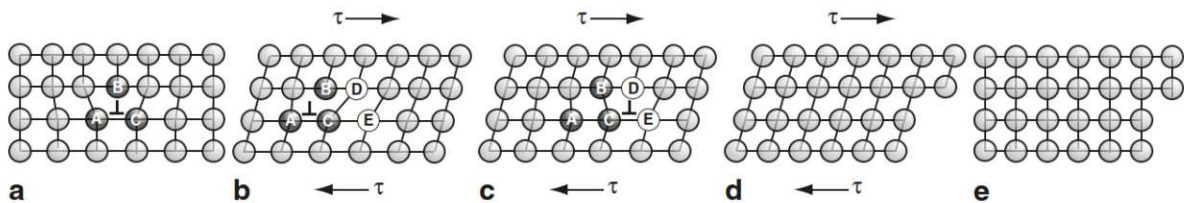


Abbildung 3: Versetzungsbewegung [3]

Die im Folgenden aufgezählten Verfestigungsmechanismen schränken die Beweglichkeit der Versetzungen ein, wodurch höhere Kräfte zur Versetzungsbewegung erforderlich sind und dadurch die Festigkeit des Werkstoffes steigt. [4]

Kaltverfestigung: Bei plastischer Verformung auf makroskopischer Ebene, welche weit unter dem Schmelzpunkt abläuft, entsteht eine große Anzahl an zusätzlichen Versetzungen. Diese sind von Spannungsfeldern umgeben, die sich gegenseitig anziehen und abstoßen. Die mit zunehmendem Umformungsgrad hervorgerufene steigende Versetzungsdichte führt folglich zu einer anwachsenden Behinderung der Versetzungsbewegung und resultiert in einer Erhöhung der Festigkeit.

Mischkristallverfestigung: Werden einzelne Atome in einem Kristallgefüge durch Fremdatome ersetzt oder liegen diese auf Zwischengitterplätzen, wird von einem Mischkristall gesprochen. Dadurch wird das metallische Kristallgitter verzerrt und es entstehen diese Fehlstellen umgebende Spannungsfelder, welche wiederum die Festigkeit durch Einschränkung der Versetzungsbewegung erhöhen.

Feinkornverfestigung: Da zwei benachbarte Körner im Allgemeinen eine unterschiedliche kristallografische Ausrichtung haben, sind auch die Gleitebenen, auf welchen sich die Versetzungen bewegen, unterschiedlich orientiert. Damit können die Versetzungen die Korngrenze nicht einfach passieren und es kommt in weiterer Folge zu einer Versetzungsanhäufung an der Korngrenze, bis die dadurch verursachte Spannungskonzentration reicht, um eine anders orientierte Gleitebene des benachbarten Kornes zu aktivieren. Korngrenzen stellen somit ein Hindernis für die

Versetzungsbewegung dar, woraus folgt, dass ein feinkörnigeres Gefüge, welches mit einem höheren Anteil an Korngrenzen verbunden ist, höhere Festigkeiten hat.

Teilchen- und Ausscheidungsverfestigung: Befinden sich im Kristall eines Werkstoffes fein verteilte Partikel, können Versetzungen nur mit erhöhtem Aufwand durch die Körner wandern. Diese Partikel können dabei als Teilchen der Schmelze beigefügt werden, bei der Erstarrung der Schmelze als Dispersoide entstehen oder durch Altern aus einem übersättigten Mischkristall als Ausscheidungen gebildet werden.

Bei strukturell eingesetzten Aluminiumlegierungen werden diese Verfestigungsmechanismen gezielt genutzt, um die Festigkeit zu erhöhen. Bei aushärtbaren Aluminiumlegierungen kommt dabei vor allem die Ausscheidungsverfestigung und bei nicht aushärtbaren bzw. naturharten Legierungen die Kalt- und Mischkristallverfestigung zum Tragen.

3.1.3.1 Festigkeitssteigerung von aushärtbaren Aluminiumlegierungen

Aluminiumwerkstoffe der Gruppen 2xxx, 6xxx und 7xxx zählen zu den aushärtbaren Legierungen und können durch entsprechende Wärmebehandlungen Ausscheidungen bilden, welche die Festigkeit des Werkstoffes wesentlich erhöhen können. Die Grundvoraussetzungen dafür sind einerseits eine sinkende Löslichkeit von Legierungselementen bei sinkender Temperatur und andererseits die Möglichkeit fein verteilte Ausscheidungen zu bilden. [5]

Abbildung 4 veranschaulicht den Ablauf zur Bildung der festigkeitssteigernden Ausscheidungen, welcher in die drei Schritte Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern unterteilt werden kann. Diese werden im Folgenden näher erläutert.

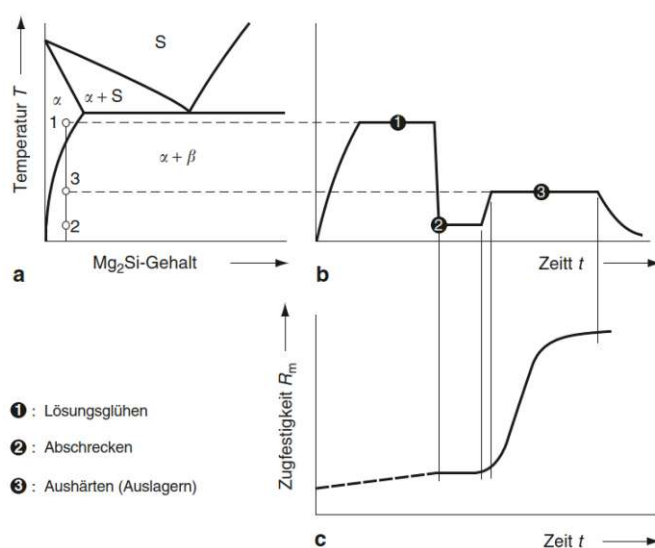


Abbildung 4: Ablauf der Aushärtung einer Aluminiumlegierung: a) quasibinäres Phasendiagramm, b) Temperaturverlauf, c) Entwicklung der Festigkeit [3]

Lösungsglühen: Das in Abbildung 4 dargestellte quasibinäre Phasendiagramm zeigt, dass der α -Aluminiumkristall bei höherer Temperatur einen größeren Anteil an Legierungselementen lösen kann. Wird der Werkstoff in den Einphasenbereich erwärmt, sind vorhandene Ausscheidungen, die zum Beispiel beim Gießen des Rohlings entstanden sind, nicht mehr stabil und lösen sich auf. Dadurch entsteht ein homogener einphasiger α -Mischkristall, in welchem die Legierungsatome gelöst sind. Die beim Lösungsglühen typischen Temperaturen von 450 °C bis 550 °C werden dabei für mehrere Stunden gehalten [5]. Besonders wichtig ist es, dass die Schmelztemperatur hier nicht erreicht wird und keine Anschmelzungen auftreten [6].

Abschrecken: Nach dem Auflösen der Legierungselemente wird das Material wieder abgekühlt. Damit sinkt auch die Löslichkeit der Legierungselemente, sodass ein zweiphasiger Zustand stabil ist. Erfolgt die Abkühlung jedoch rasch genug, kann die Bildung von Ausscheidungen unterbunden werden. Die Legierungsatome verbleiben dann zwangsgelöst im Aluminiumgitter, wodurch ein übersättigter Mischkristall entsteht. Da zwischen 400 °C und 290 °C die vorhandene Übersättigung und die hohe Beweglichkeit der Legierungsatome eine starke Neigung zur Entmischung hervorrufen, muss dieser kritische Bereich möglichst schnell durchfahren werden [1]. Die notwendige Abkühlgeschwindigkeit wird dabei von der Legierungszusammensetzung bestimmt und üblicherweise finden Luft oder Wasser als Abschreckmedium Verwendung.

Auslagern: Als Auslagern oder Altern wird der Prozess bezeichnet, bei welchem aus dem übersättigten Mischkristall kontrolliert Ausscheidungen gebildet werden. Dabei kann je nach Temperatur zwischen Kaltauslagerung bzw. natürlicher Alterung, welche bei Raumtemperatur erfolgt, und Warmauslagerung bzw. künstlicher Alterung, welche bei Temperaturen von etwa 80 °C bis 250 °C stattfindet, unterschieden werden. Durch Diffusionsprozesse können sich die Legierungsatome im übersättigten Mischkristall bewegen und formen im ersten Stadium wolkenartige Cluster ohne kristalline Struktur. Mit fortlaufender Auslagerungsdauer bilden sich aus diesen Clustern kohärente kristalline Ausscheidungen, welche zum höchsten Festigkeitszuwachs führen [3] [6]. Wird bei der künstlichen Alterung die Auslagerungstemperatur danach weiter gehalten, wachsen die Ausscheidungen und wandeln sich in teilkohärente Formen um. Ab diesem Punkt wird von einem, meist unerwünschten, überalterten Zustand gesprochen, welcher wieder eine geringere Festigkeit aufweist. Weitere Alterung führt zu den inkohärenten Stabilitätsphasen. Bei der natürlichen Alterung endet der Ausscheidungsprozess nach der Bildung der kohärenten Phasen, der Ausscheidungsprozess kann aber auch noch nach Jahren ablaufen und zu einem Festigkeitsanstieg führen [1] [2]. In Abbildung 5 sind die Ausscheidungsstadien und deren Struktur in vereinfachter Form dargestellt.

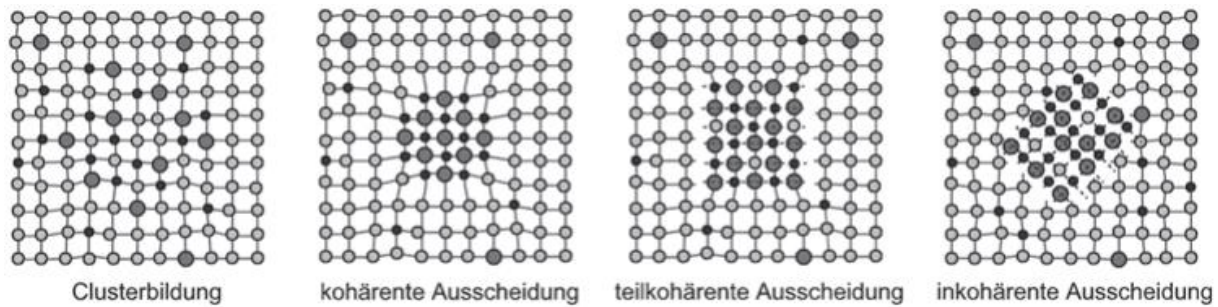


Abbildung 5: Ausscheidungsstadien beim Auslagern [1]

Die durch das Auslagern generierten Teilchen führen aufgrund der Ausscheidungsverfestigung zu einem Anstieg der mechanischen Eigenschaften, wobei deren Größe und Form ausschlaggebend für die erreichbare Festigkeit sind.

Es gibt zwei Möglichkeiten wie eine Versetzung eine Ausscheidung passieren kann – Schneiden oder Umgehen. Kohärente und teilkohärente Teilchen können von den Ausscheidungen entlang der Gleitebene geschnitten werden. Dadurch wird die Ausscheidung durchtrennt und es entstehen durch die Versetzungsbewegung neue Grenzflächen. Mit der Bildung dieser Grenzflächen und dem entstehenden Stapelfehler ist ein erhöhter Energieaufwand für die Versetzungsbewegung und damit ein Festigkeitsanstieg verbunden, welcher proportional zur Wurzel des Ausscheidungsradius ist. Inkohärente Teilchen lassen ein Schneiden nicht zu und werden daher von den Versetzungen umgangen. Die einhergehende Festigkeitssteigerung ist inversproportional zum Ausscheidungsradius und wird vom Orowan Mechanismus beschrieben. [7]

Da sich mit steigender Ausscheidungsgröße der Energiebedarf zum Schneiden einer kohärenten Ausscheidung erhöht, jedoch die benötigte Energie zum Umgehen sinkt, bildet sich, wie in Abbildung 6 gezeigt, ein Schnittpunkt, welcher einem optimalen Teilchenradius mit maximaler Festigkeitssteigerung zugeordnet werden kann. Dieser kritische Radius r_0 hängt dabei von der Art des Teilchens ab und beträgt bei Aluminiumlegierungen 0,25 nm bis 2,5 nm [6].

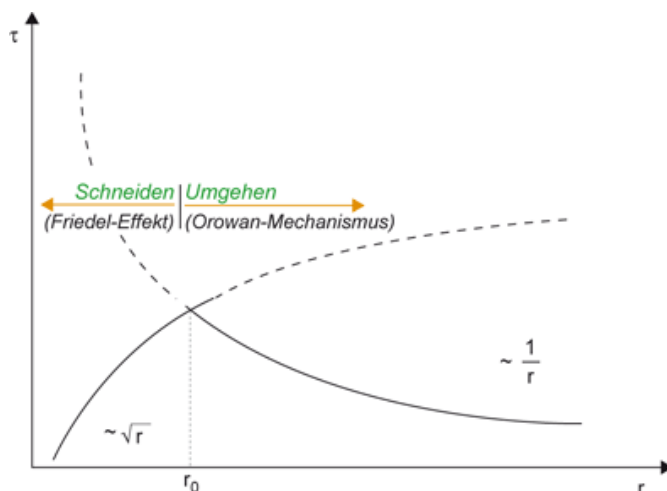


Abbildung 6: Schneiden und Umgehen in Abhängigkeit vom Teilchenradius [8]

Zusätzlich zur Größe spielt die Kohärenz bei der Festigkeitssteigerung eine wichtige Rolle. Wie in Abbildung 5 dargestellt, werden bei kohärenten Ausscheidungen die Gitterebenen des umgebenden Kristalles fortgesetzt, wodurch Verspannungen entstehen, welche mit einem zusätzlichen Festigkeitsanstieg verbunden sind. Bei teilkohärenten und inkohärenten Formen entstehen kleinere bzw. keine Spannungsfelder und folglich ist auch die Verfestigung entsprechend geringer. [6]

Damit die maximale Festigkeit erreichen wird, ist beim Auslagern darauf zu achten, dass die Temperatur und Auslagerungsdauer so gewählt werden, dass die hervorgerufenen Partikel kohärent und im Bereich der optimalen Größe sind. Damit wird die Bewegung der Versetzungen maximal behindert. Dabei wird von der Peakfestigkeit, welche den Werkstoffzustand T6 entspricht, gesprochen. Die Zustände, welche durch geringere bzw. höhere Auslagerungstemperaturen und -zeiten entstehen, werden als unter- bzw. überaltert bezeichnet und nutzen nicht das volle Festigkeitspotential aus.

3.1.3.2 Festigkeitssteigerung von nicht aushärtbaren Aluminiumlegierungen

Die Legierungen der Gruppen 3xxx, 4xxx, 5xxx und 8xxx sowie Reinaluminium lassen sich nicht aushärten und werden daher als naturhart bezeichnet. Eine Festigkeitssteigerung wird bei diesen Werkstoffen vor allem durch die Kaltverfestigung, welche meist durch Walzen der Blechhalbzeuge erfolgt, hervorgerufen. Zusätzlich kann durch die hinzugefügten Legierungselemente die Mischkristallverfestigung zum Tragen kommen.

3.1.4 Mg-Si-Aluminiumlegierungen

Die Aluminiumlegierungen der 6xxx Gruppe besitzen Magnesium und Silizium als Hauptlegierungselemente und zählen durch die Bildung von Magnesiumsilicid (Mg_2Si) und dessen Vorstufen zu den aushärtbaren Legierungen. Diese Legierungen besitzen eine gute Formbarkeit und sind damit hervorragend für das Strangpressen geeignet. Gute Korrosionsbeständigkeit, Schweißbarkeit und Zerspanbarkeit bei mittleren bis hohen Festigkeiten sind die wichtigsten Eigenschaften dieser Werkstoffgruppe. [1] [9]

3.1.4.1 Legierungszusammensetzung von Mg-Si-Aluminiumlegierungen

Bei technisch eingesetzten Legierungen wird ein Magnesiumgehalt von 0,3 Gew.-% bis 1,5 Gew.-% und ein Siliziumgehalt von 0,2 Gew.-% bis 1,6 Gew.-% verwendet. Das stöchiometrische Masseverhältnis von $\text{Mg}:\text{Si} = 1,73:1$ der Mg_2Si -Ausscheidungsphase wird dabei üblicherweise nicht eingehalten und ein Überschuss an Silizium eingestellt. Dies führt zu einer höheren Festigkeit im ausgelagerten Zustand bei gleichem Mg_2Si -Gehalt und verkürzt zudem die Auslagerungsdauer. Ein Magnesiumüberschuss kann zwar auch festigkeitssteigernd wirken, jedoch nur in einem geringeren Ausmaß. Zudem ergibt sich dadurch der Nachteil, dass sich so die Löslichkeit von Mg_2Si verringert. [1] [6]

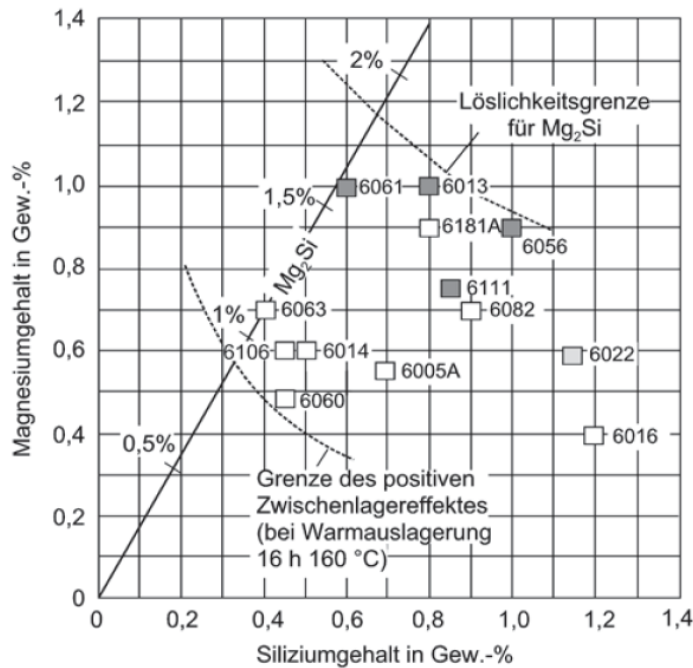


Abbildung 7: Si- und Mg-Gehalt technisch eingesetzter Legierungen [1]

Kupfer, Chrom und Mangan sind die wichtigsten Nebenlegierungselemente und werden eingesetzt, um die mechanischen und technologischen Eigenschaften zu optimieren. Die als Verunreinigungen vorkommenden Eisengehalte von 0,05 Gew.-% bis 0,5 Gew.-% bilden mit Aluminium, Silizium und Magnesium thermisch stabile Phasen, welche beim Lösungsglühen nicht aufgelöst werden können. Diese Phasen verbleiben als Dispersoide im Gefüge und reduzieren dadurch die für das Auslagern verfügbaren Legierungsanteile. [1]

3.1.4.2 Ausscheidungsreihenfolge von Mg-Si-Aluminiumlegierungen

Mg_2Si ist zwar die stabile intermetallische Phase von Mg-Si-Aluminiumlegierungen, bei der Auslagerung bilden sich aber davor metastabile Vorstufen dieser. Die vereinfachte, aber allgemein zutreffende Ausscheidungsreihenfolge ist in Abbildung 8 dargestellt.



Abbildung 8: Ausscheidungsreihenfolge von Mg-Si-Aluminiumlegierungen [1] [10]

Die tatsächliche Ausscheidungsreihenfolge ist jedoch viel komplexer und hängt weiters von Nebenlegierungselementen wie Kupfer ab, sodass neben β'' und β' auch andere Ausscheidungsformen mit abweichender Zusammensetzung und Struktur gebildet werden. [11]

Beim Auslagern entstehen im übersättigten Mischkristall zu Beginn durch Diffusionsprozesse lokale Anhäufungen an Mg und Si Atomen ohne kristalline Struktur, sogenannte Cluster. Beim Kaltauslagern bilden sich anschließend als letzte Stufe kugelförmige GP(I)-Zonen (benannt nach ihren Entdeckern Guinier und Preston) mit unbestimmter Struktur. Dieser Prozess beginnt bereits kurz nach dem Abschrecken und nimmt nach einigen Tagen stark ab. [1]

Bei Al-Mg-Si-Legierungen führt eine Warmauslagerung zu einem wesentlich höheren Festigkeitszuwachs, sodass diese am häufigsten Anwendung findet. Bei Temperaturen zwischen 80 und 250 °C bilden sich dabei aus den Clustern GP(II)-Zonen, welche kohärent mit der Aluminiummatrix sind und Keime für die Bildung der β'' -Ausscheidungen darstellen. Diese sind zwar in Form und Zusammensetzung der β'' -Phase sehr ähnlich, beinhalten aber noch Aluminiumatome. [1] [6]

Mit fortlaufender Alterung bilden sich die nadelförmigen β'' -Ausscheidungen mit der Zusammensetzung Mg_5Si_6 . Diese Ausscheidungen sind fein verteilt und entlang der Nadelachse, welche parallel zu den Hauptachsen $\langle 001 \rangle$ des Aluminiumkristalles ausgerichtet ist, kohärent mit dem Aluminiumkristall und führen zur maximalen Ausscheidungsverfestigung. [1] [9]

Weitere Auslagerung bewirkt, dass stäbchenförmige β' -Ausscheidungen mit der Zusammensetzung Mg_9Si_5 entstehen. Die zunehmende Ausscheidungsgröße führt gemeinsam mit der teilkohärenten Grenzfläche dazu, dass die Festigkeit mit der Bildung dieser Ausscheidungsform wieder abnimmt. Neben heterogener Keimbildung bildet sich β' über Umwandlungsprozesse aus den β'' -Phasen. [1]

Die Ausscheidungsreihenfolge endet beim Warmauslagern durch die Umwandlung von β' in plattenförmige β -Phasen. Diese Ausscheidungen mit der Zusammensetzung Mg_2Si sind inkohärent und führen zu keiner wesentlichen Festigkeitssteigerung. [1] [9]

3.1.4.3 Wärmebehandlungen von Mg-Si-Aluminiumlegierungen

Die industriell eingesetzten Wärmebehandlungen basieren auf Erfahrungswerten wobei bei Bauteilen aus 6xxx-Legierungen folgende Anhaltswerte gelten:

- Lösungsglühen: 525 °C bis 540 °C für mehrere Stunden, wird stark durch Bauteilgeometrie und Ausgangszustand beeinflusst,
- Abschrecken: in 20 s bis 30 s auf unter 200 °C mit Luft oder Wasser,
- Warmauslagern: 155 °C bis 190 °C für 4 h bis 6 h. [5]

Einige Mg-Si-Legierungen erlauben das Lösungsglühen und Abschrecken in den Extrusionsprozess zu integrieren, sodass ein Abkühlen der Profile direkt an der Strangpresse durch einen Luftstrom oder Wassernebel zu einem homogenen, übersättigten Mischkristall führt. [6]

Bei einer Wärmebehandlung in den Zustand T6 wird zwar grundsätzlich das Maximum der Festigkeit angestrebt, die Auslagerung kann aber bei Erreichen der vorgegebenen bzw. genormten Minimalwerte gestoppt werden, um die Prozesszeiten zu optimieren. Ein Vergleich des in Abbildung 9 abgebildeten Verlauf der Festigkeit mit den entsprechenden Normwerten von 6005A-T6, welche laut DIN EN 755-2 bei $R_{p0,2} = 225 \text{ MPa}$ und $R_m = 270 \text{ MPa}$ ($t < 5 \text{ mm}$) liegen, lässt erkennen, dass normgerechte Bauteile bei weitem nicht das volle Festigkeitspotential ausschöpfen müssen. Der bei hohen Temperaturen und Auslagerungszeiten entstehende Festigkeitsabfall durch die Überalterung ist im Verlauf ebenso sichtbar.

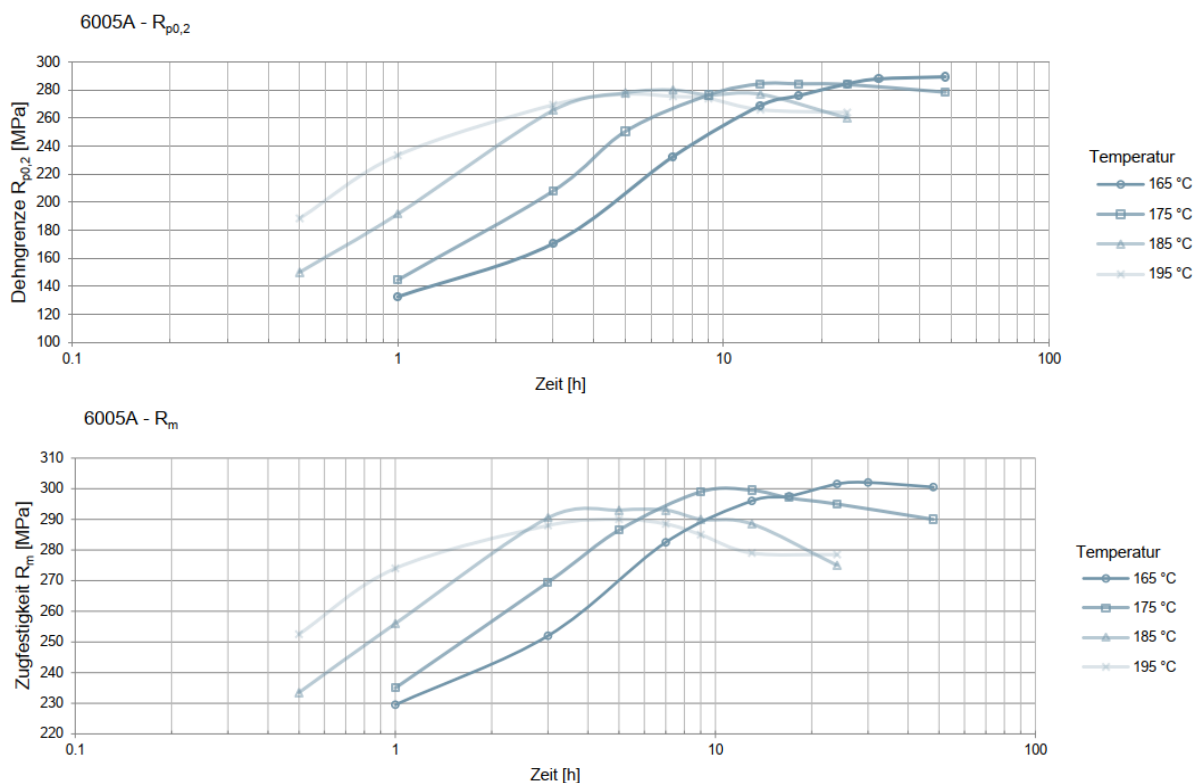


Abbildung 9: Entwicklung der Festigkeit von 6005A beim Auslagern ($t = 2 \text{ mm}$) [12]

3.2 Schweißen von Aluminium

Das Schweißen ist ein Verfahren der Fertigungstechnik, welches das stoffschlüssige und damit unlösbar Verbinden von gleichen oder unterschiedlichen Werkstoffen oder Bauteilen bezeichnet. Damit zählt es zur Hauptgruppe des Fügens der Fertigungsverfahren nach DIN 8580. [13]

Im Allgemeinen werden beim Schweißprozess die Werkstücke, die Schweißenergie und ggf. Zusatzwerkstoffe und Hilfsstoffe in der Schweißzone zusammengeführt, um eine Verbindung herzustellen. Beim Verbindungsschweißen werden dabei zwei oder mehrere meist aus dem gleichen Werkstoff bestehende Bauteile durch die Schweißnaht zu einer Schweißbaugruppe verbunden. Je nach Schweißverfahren kann dabei ein Schweißzusatz verwendet werden, welcher ebenso in die Verbindung eingeht und somit an der Schweißnaht verbleibt. Im Gegensatz dazu werden Schweißhilfsstoffe zwar während des Schweißens der Schweißzone zugeführt, um den Prozess und die Nahteigenschaften zu steuern, jedoch verbleiben diese Stoffe nicht in der späteren Naht. Neben dem Verbindungsschweißen gibt es auch das Auftragsschweißen, bei dem an Bauteilen Beschichtungen durch einen Schweißprozess aufgebracht werden. [13]

Nach DIN 8580 werden die Schweißverfahren in zwei Gruppen unterteilt. Während bei Schmelzschweißverfahren die zu fügenden Teile durch eine örtlich begrenzte Aufschmelzung ohne Einwirkung von Kraft verbunden werden, wird beim Pressschweißen die Verbindung unter Einwirkung von Kräften hergestellt, wobei es hier nicht bei allen Verfahren zu einem Aufschmelzen kommt. Die weitere Kategorisierung der Verfahren erfolgt nach DIN 8593-6 durch die Art der Energiezufuhr. Eine Übersicht dieser Aufgliederung ist in Abbildung 10 dargestellt.

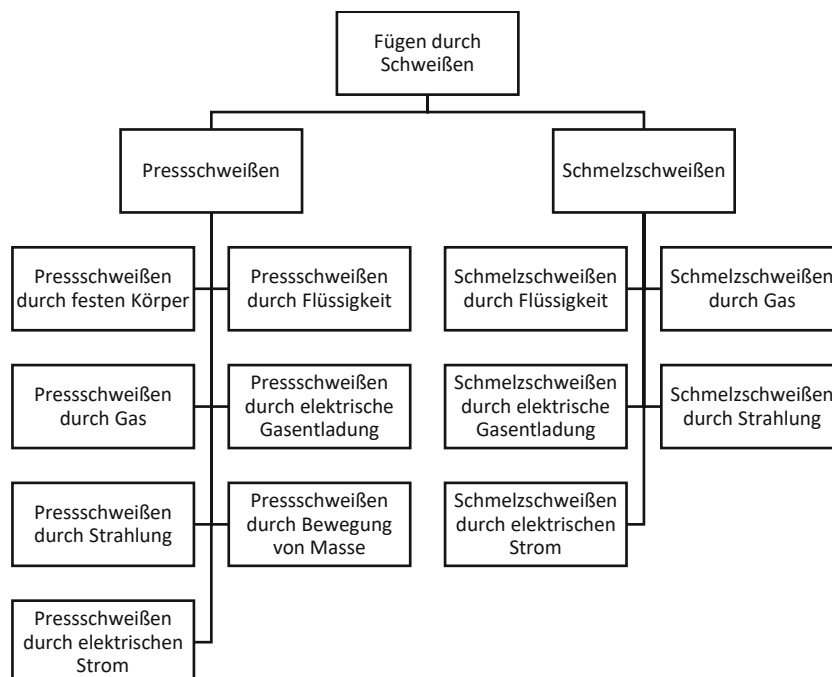


Abbildung 10: Unterteilung der Schweißverfahren nach DIN 8580 und DIN 8593-6

3.2.1 Lichtbogenschweißen von Aluminium

Zum Schweißen von Aluminium werden vorwiegend zwei Verfahren eingesetzt, das MSG-Schweißen (Metall-Schutzgas-Schweißen) und das WIG-Schweißen (Wolfram-Inertgas-Schweißen) [14]. Da bei beiden Verfahren die Schweißnaht ohne Krafteinwirkung und durch Aufschmelzen der Werkstoffe mittels Lichtbogen hergestellt wird, zählen sie zur Gruppe des Lichtbogenschweißen bzw. Schmelzschweißen durch elektrische Gasentladung.

Die wesentlichen Unterschiede zwischen den Verfahren sind die Elektrode und die Zubringung des Schweißzusatzwerkstoffes. Beim WIG-Schweißen wird, wie der Name bereits verrät, eine Wolframelektrode verwendet. Der sehr hohe Schmelzpunkt dieser Elektrode von etwa 3380 °C führt dazu, dass diese vom Lichtbogen, welcher zwischen Brenner und Werkstück gezündet wird, nicht aufgeschmolzen wird. Die Zufuhr des optionalen Zusatzmaterials erfolgt dabei durch einen stromlosen Stab. Um ungewollte Wechselwirkungen von Luftsauerstoff und Luftfeuchte mit dem Werkstoff zu unterbinden, wird über den Schweißbrenner ein inertes Gas in die Schweißzone eingeblasen, sodass ein Schutzgasmantel erzeugt wird. Beim MSG-Schweißen brennt der Lichtbogen zwischen Werkstück und einer abschmelzenden Drahtelektrode. Da diese Elektrode als Zusatzwerkstoff in die Naht übergeht, wird sie als Draht mit einem Vorschub in die Schweißzone eingebracht. Je nachdem ob das Schutzgas inert oder aktiv ist, und somit in der Schweißzone reagiert, sind zwei Arten zu unterscheiden – das MIG-Schweißen (Metall-Inertgas-Schweißen) und das MAG-Schweißen (Metall-Aktivgas-Schweißen). Bei Aluminiumkonstruktionen kommt dabei üblicherweise das MIG-Schweißen zum Einsatz. Abbildung 11 zeigt die Verfahrensschemen des MSG- und WIG-Schweißens. [14]

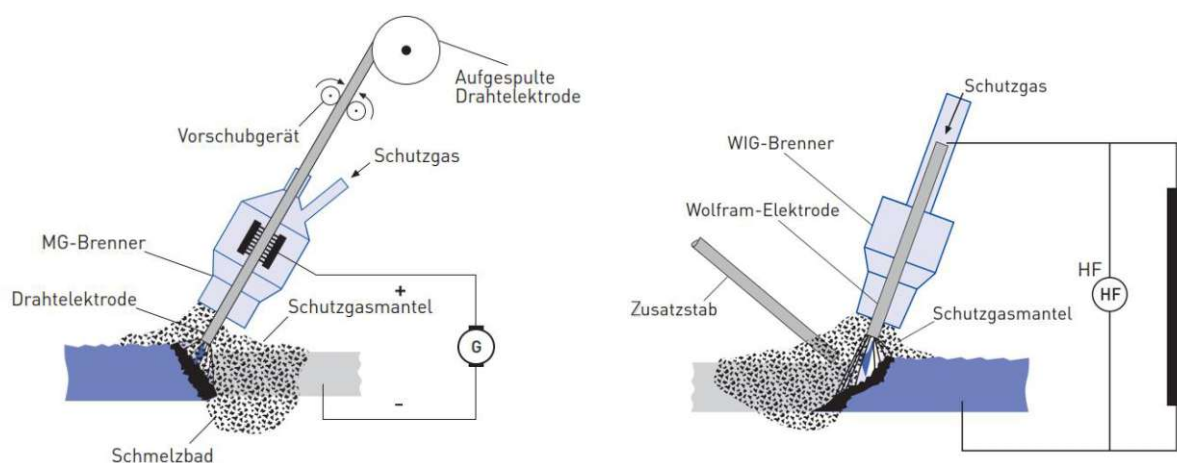


Abbildung 11: Verfahrensschemen: links) MSG-Schweißen, rechts) WIG-Schweißen [15]

WIG- und MSG-Schweißbrenner können händisch oder maschinell geführt werden, wobei beim MSG-Schweißen aufgrund des Drahtvorschubes auch bei manuell geführtem Brenner von einem teilmechanischen Verfahren gesprochen wird.

Mit den genannten Verfahren können die meisten Legierungen der Serien 1xxx, 3xxx, 5xxx und 6xxx und einige der Serie 7xxx gut bis sehr gut gefügt werden. Manche Eigenschaften von Aluminiumlegierungen führen jedoch zu schweißtechnischen Herausforderungen, auf welche im Folgenden kurz eingegangen wird.

Aluminium hat eine hohe Affinität zu Sauerstoff und bildet daher an der Oberfläche eine Oxidschicht aus. Für den Korrosionsschutz ist diese Schicht von Vorteil, da sie als Passivschicht einen natürlichen Schutz vor Korrosionsschäden bietet. Beim Schweißen kommt es aber aufgrund des hohen Schmelzpunktes dieser Schicht von 2050 °C dazu, dass zwar das Aluminium darunter bei etwa 660 °C schmilzt, die verbleibende Oxidhaut allerdings eine metallische Verbindung verhindert. Um dennoch saubere Schweißverbindungen herstellen zu können, werden die Bauteile im Nahtbereich vor dem Schweißen mechanisch, beispielsweise durch Bürsten, oder chemisch durch Flussmittel entfernt. Zwar entsteht direkt darauf erneut eine neue Oxidschicht, diese ist aber sehr dünn und homogen, sodass diese bei geeigneter Wahl des Schweißstromes durch den Lichtbogen zerstört wird. [7] [16]

Wird der Schmelzpunkt von Stahl (etwa 1500 °C) mit jenem vom Aluminium (etwa 660 °C) verglichen, liegt die Vermutung nahe, dass sich Aluminium mit einem wesentlich geringeren Energieaufwand schmelzschweißen lässt. Die höhere Wärmekapazität, die benötigte Schmelzwärme und vor allem die wesentlich ausgeprägtere Wärmeleitfähigkeit von Aluminium führen dennoch dazu, dass der benötigte Wärmeeintrag für das Aufschmelzen beim Schweißen der beiden Werkstoffe bei gleicher Blechdicke annähernd gleich ist. Diese Eigenschaften bewirken ferner, dass beim Schmelzschweißen von Aluminium ein größerer Bereich der Werkstücke durch die eingebrachte Energie erwärmt wird. Die entstehenden Temperaturfelder sind in Abbildung 12 dargestellt und auf die damit verbundenen Veränderungen im Werkstoff wird in Abschnitt 3.2.3.1 genauer eingegangen. [1] [14]

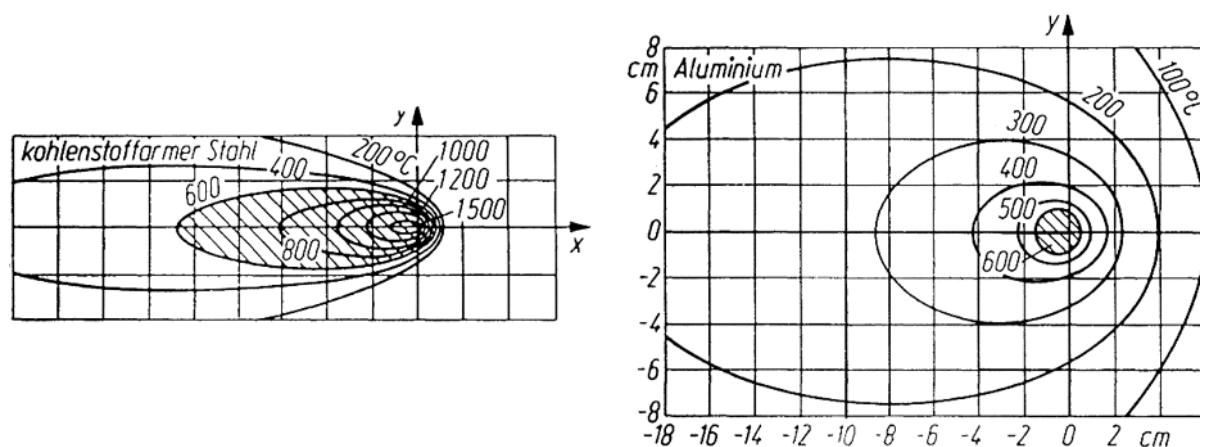


Abbildung 12: Temperaturfelder beim Schmelzschweißen: links) Stahl, rechts) Aluminium [14]

Eine weitere Folge der hohen Wärmeleitfähigkeit ist, dass bei großen Wandstärken ein unzureichender Einbrand entsteht und das Schweißgut zu schnell erstarrt. Daher ist es oft notwendig, den Nahtanfang auf etwa 200 °C vorzuwärmen. [16]

Weitere Fehlerquellen können direkt mit dem Aufschmelzen des Aluminiums beim Schmelzschweißen in Verbindung gebracht werden. Einen Aspekt stellt dabei die hohe Wasserstofflöslichkeit in der Aluminiumschmelze dar. Im festen Zustand ist diese sehr gering, wodurch der Wasserstoff beim Erstarren ausgeschieden wird und bei zu hohen Abkühlgeschwindigkeiten Poren im Schweißgut bildet. Da die Luftfeuchtigkeit und Verunreinigungen an den Bauteilen die häufigsten Wasserstoffquellen sind, kann durch eine saubere Schutzgaszufuhr ohne Turbulenzen und durch entsprechende Reinigung der Fügestellen die Porenbildung vermieden werden. [14] [16]

Weiters können Heißrisse durch das Verflüssigen und Erstarren des Aluminiums während des Schweißprozesses entstehen. Es kann sich bei einigen Legierungen beim Erstarren ein sogenanntes Korngrenzen-Eutektikum bilden, welches aufgrund der Zusammensetzung einen niedrigeren Schmelzpunkt hat. Die gebildeten Körner werden dadurch von einer Schmelze umgeben, die erst später erstarrt. Da mit fallender Temperatur die bereits festen Anteile schrumpfen, kann es dazu kommen, dass die noch flüssigen bzw. breiigen Korngrenzengebiete die Deformation nicht ausgleichen können und aufreißen. Durch eine geeignete Wahl des Zusatzwerkstoffes kann die Heißrissanfälligkeit reduziert werden. [16]

Verzüge, die auch durch den Schwund des erstarrenden Schweißguts sowie durch die thermische Ausdehnung hervorgerufen werden, fallen vor allem bei dünnwandigen Bauteilen stark aus und können durch fest gespannte und sehr oft geheftete Bauteile verringert werden. [7]

3.2.2 Rührreibschweißen von Aluminium

Das Rührreibschweißen wurde als „Friction Stir Welding“ (FSW) vom britischen Institut „The Welding Institute“ (TWI) entwickelt und 1992 patentiert. Es handelt sich dabei um einen Schweißprozess, bei welchem ein rotierendes Werkzeug entlang der Stoßlinie geführt wird und damit die Fügepartner verbunden werden. Die eingebrachte Reibungswärme führt zwar zu einem Erweichen des Materials, aber zu keinem Aufschmelzen, sodass es sich um einen Solid-State-Fügeprozess handelt, welcher unter die Kategorie Pressschweißen durch Bewegung von Masse fällt. [16]

Der in Abbildung 13 dargestellte Ablauf des Rührreibschweißens lässt sich in drei Abschnitte unterteilen: [17]

Eintauchen: Zu Beginn des FSW-Prozesses wird das rotierende, verschleißfeste Werkzeug, das aus einem Schweißstift (auch Pin genannt) und Schulter besteht, axial an die Stoßstelle geführt. Die niedrigen Temperaturen bei der ersten Berührung können anfangs zu einer Spanbildung führen. Durch die Reibung wärmen sich die Bauteile sowie das Werkzeug jedoch auf, sodass sich mit fortschreitendem Eintauchen ein plastischer Materialfluss um das Werkzeug einstellt. Mit dem Aufsetzen der Schulter auf die Bauteiloberfläche endet das Eintauchen, wobei bei manchen Werkstoffen eine anschließende Verweildauer eingehalten wird, um eine weitere Erwärmung zu erreichen.

Fügen: Durch eine Vorschubbewegung wird das Werkzeug nun entlang der Fügestelle geführt und die Bauteile in einem quasi-stationären Prozess aufgeweicht, verrührt und damit verschweißt. Die Schulter sorgt dabei dafür, dass das teigige Material nicht aus der Fügestelle gedrückt wird.

Rückzug: Am Ende der Schweißnaht wird das Werkzeug vom Bauteil abgehoben, wobei das sogenannte Endloch als Abdruck des Werkzeuges im Bauteil verbleibt.

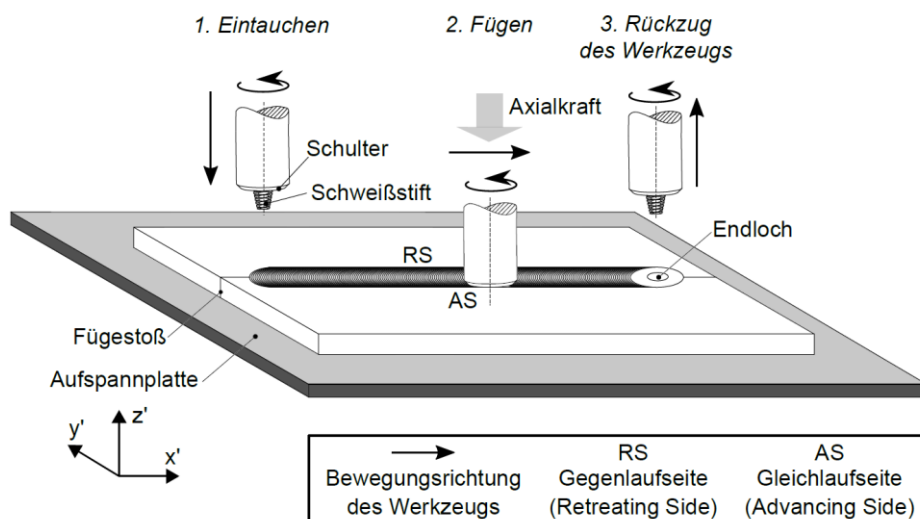


Abbildung 13: Prozessschritte des Rührreibschweißens [18]

Neben dem einfachen Stumpfstoß an zwei Blechen können durch Rührreibschweißen verschiedenste Stoßformen wie T-Stöße, Eckstöße, Überlappstöße und Kehlnähte hergestellt werden. Abbildung 14 zeigt Beispiele für mögliche Stöße. Stranggepresste Aluminiumprofile eignen sich besonders gut für solche Verbindungen, da zum einen die Vorgänge beim Strangpressen und beim Rührreibschweißen ähnlich sind und daher eine gute Strangpressbarkeit eines Werkstoffes meist eine gute Eignung zum FSW-Schweißen bedeutet. Zum anderen lassen sich die Stoßgeometrien gut in die Profile integrieren, sodass komplexere Verbindungen wie zum Beispiel doppelwandige Profilstöße möglich sind. Heutzutage werden neben geradlinigen eindimensionalen auch zwei- und dreidimensionale Schweißungen durch Rührreibschweißen hergestellt. [16]

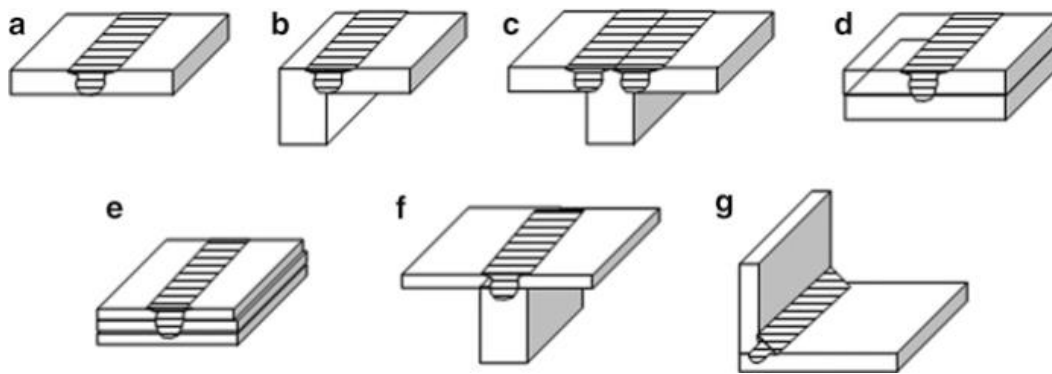


Abbildung 14: Beispiele für FSW-Verbindungen [17]

Die Form des Werkzeuges sowie die Parameter des Antriebes sind neben der Bauteilgeometrie die wesentlichen Einstellgrößen des FSW-Prozesses. Der Pin hat dabei üblicherweise eine konische Form mit unterschiedlichen Querschnitten. Durch gewindeartige Furchen an den Seitenflächen des Pins kann der Materialfluss beim Schweißen, welcher zur Nahtwurzel hin gerichtet ist, sichergestellt und beeinflusst werden. Bei niedrigschmelzenden Werkstoffen wie Aluminium kann ein Werkzeug aus Werkzeugstahl ausreichende Festigkeit und Verschleißbeständigkeit gewährleisten. Für das Rührreibschweißen von Werkstoffen wie Stahl und Titan müssen jedoch härtere Werkzeuge (beispielsweise aus Wolframcarbid) verwendet werden. Die Drehzahl und Vorschubgeschwindigkeit beschreiben die Bewegung des Pins und stellen die zwei wichtigsten Schweißparameter dar, wobei zusätzlich unterschiedliche Regelungsmethoden wie Kraft- oder Wegregelung Einfluss auf die Schweißnahtqualität haben. Ein leichter Anstellwinkel des Werkzeuges, auch Tilt genannt, um bis zu 3° nach hinten, bewirkt, dass die nachlaufende Schulterflanke in die Bauteiloberfläche gedrückt wird. Das kann als weiterer Parameter verwendet werden, um eine gute Nahtqualität zu erreichen. [16] [19]

Typische Schweißfehler sind Schlauchporen, Hohlräume, Bindefehler, Wurzelfehler und innere Verformungen. Bei geeigneter Werkzeug- und Parameterwahl sowie Nahtgeometrie können jedoch durch Rührreibschweißen fehlerfreie Nähte reproduzierbarer Qualität hergestellt werden. [16]

Sonderformen des Rührreibschweißens sind unter anderem das Schweißen mit stehender Schulter, mit einstellbarem bzw. rückziehbarem Pin oder mit einem Doppelschulterwerkzeug, auch „Bobbin Tool“ genannt, sowie Verfahren zum FSW-Punktschweißen.

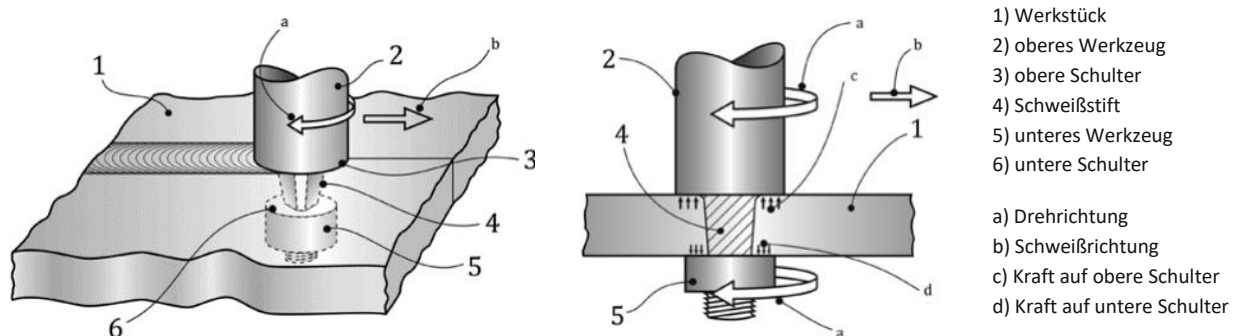


Abbildung 15: Doppelschulterwerkzeug [20]

Neben der Vermeidung der Probleme, welche durch das Aufschmelzen und Erstarren entstehen, können folgende Vorteile des Rührreibschweißens gegenüber klassischen Schmelzschweißverfahren aufgelistet werden:

- gleichwertige oder bessere mechanische Eigenschaften bei Aluminiumverbindungen,
- Schweißungen an Legierungen, welche durch Schmelzschweißen nicht ffügbar sind, auch Mischverbindungen sind möglich,
- Nähte mit einer Dicke bis etwa 30 mm sind in einer Schweißlage realisierbar,
- geringe Rissneigung und geringer Verzug,
- keine spezielle Nahtvorbereitung notwendig,
- keine Zusatzwerkstoffe und Schweißhilfsstoffe wie Schutzgas erforderlich,
- geringerer Leistungsbedarf,
- keine Belastung durch Rauch-, Staubentwicklung oder UV-Strahlung. [16] [19]

Als Nachteile müssen folgende Punkte angeführt werden:

- hohe Reaktionskräfte erfordern aufwändige Vorrichtungen und Spanntechnik, vor allem bei mehrdimensionalen Verbindungen,
- höhere Investitionskosten,
- nur maschinelle Fertigung möglich,
- Nahtanfang und Endloch können meist nicht im finalen Bauteil verbleiben und erfordern An- und Auslaufbleche,
- geringere Schweißgeschwindigkeit,
- sehr geringe Spaltmaße im Stoß notwendig. [16] [19]

3.2.3 Schweißzonen

Durch die beim Schweißen einwirkenden Einflüsse, vor allem thermische, aber auch mechanische oder chemische, werden im Nahtbereich Veränderungen des Werkstoffes und damit abgewandelte mechanische Eigenschaften hervorgerufen. Dabei können im Nahtquerschnitt verschiedene Zonen definiert werden, welche sich je nach Schweißverfahren mit unterschiedlicher Breite über die gesamte Länge der Naht bilden.

3.2.3.1 Schweißzonen einer Schmelzschweißnaht

Bei schmelzgeschweißten Nähten kann man den Nahtbereich grundsätzlich, wie in Abbildung 16 dargestellt, in die drei Bereiche Schweißgut, Nahtübergang und Wärmeeinflusszone (WEZ) unterteilen.

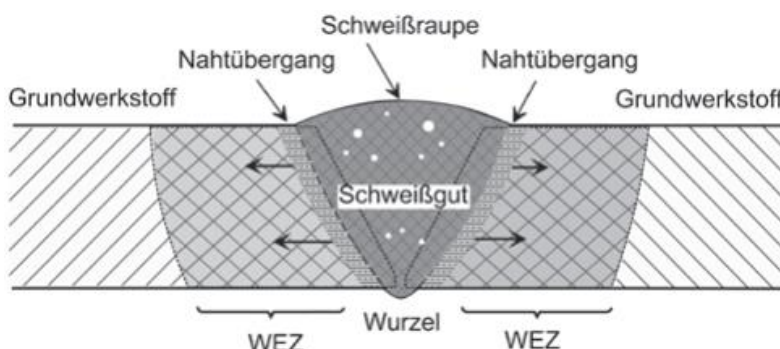


Abbildung 16: Schweißzonen einer Schmelzschweißverbindung [13]

Das Schweißgut im Zentrum setzt sich dabei aus dem Zusatzwerkstoff und dem aufgeschmolzenen Grundwerkstoff zusammen und weist ein gussartiges Gefüge auf, welches durch das Aufschmelzen und Erstarren entsteht. Als Mischzone wird weiters der Bereich bezeichnet, der durch die Vermischung des Zusatz- mit dem aufgeschmolzenen Grundwerkstoff entsteht. Da industriell verwendete Aluminiumlegierungen der 6xxx-Gruppe eine sehr hohe Neigung zur Heißrissbildung haben, können diese im Allgemeinen nicht ohne Zusatzwerkstoff schmelzgeschweißt werden. Durch den Einsatz von Zusatzwerkstoffen der Legierungsgruppen 4xxx und 5xxx kann die Heißrissgefahr deutlich reduziert werden. Diese Legierungen sind jedoch nicht aushärtbar, sodass das entstehende Schweißgut, je nach Aufmischung mit dem Grundwerkstoff, nicht oder nur bedingt aushärtbar ist. [16]

Der Nahtübergang, auch Schmelzlinie genannt, zieht die Grenze, bei welcher der Schmelzpunkt des Grundwerkstoffes gerade noch erreicht wird. Damit wird innerhalb dieser Grenze das Material beim Schweißen vollständig und außerhalb in einem schmalen Bereich teilweise und anschließend nicht aufgeschmolzen. Der außerhalb der Schmelzlinie liegende Bereich, in welchem die Erwärmung eine Gefügeveränderung des Grundwerkstoffes hervorruft, wird Wärmeeinflusszone genannt. Da die erreichten Temperaturen mit größerem Abstand zur Nahtmitte abfallen und damit der Wärmeeinfluss geringer wird, entsteht ein verlaufender Übergang, der die Grenze zwischen Wärmeeinflusszone und unverändertem Grundwerkstoff bildet.

Bei ausgehärteten Aluminiumlegierungen kommt es in der Wärmeeinflusszone durch den Schweißprozess zur Veränderung des Ausscheidungs Zustandes und damit zur Entfestigung des Werkstoffes, wobei die unterschiedlichen Spitzentemperaturen verschiedene Gefügebereiche hervorrufen. Nahe der Schmelzlinie führen die hohen Temperaturen zur teilweisen Aufschmelzung des Materials und zu einer vollständigen Auflösung der Ausscheidungen. Bei der anschließenden Abkühlung kommt es durch die Übersättigung zu einer partiellen Neubildung von Ausscheidungen. Diese Ausscheidungsprozesse erfolgen jedoch unkontrolliert und in sehr kurzer Zeit, sodass die entstandenen Teilchen in einer ungünstigen Form vorliegen und einen geringen festigkeitssteigernden Effekt haben. Die höchste Entfestigung tritt in den anschließenden Bereichen auf, in welchen niedrigere Temperaturen auftreten und die Ausscheidungen nicht gänzlich aufgelöst werden. Da die Stabilitätsgrenze der kohärenten Phasen in diesem Gebiet jedoch überschritten wird, werden diese Ausscheidungen aufgelöst und in teil- und inkohärente Formen umgewandelt und der Werkstoff wird damit überaltert. Mit weiter fallenden Spitzentemperaturen in den äußersten Bereichen der Wärmeeinflusszone bleiben die kohärenten Ausscheidungen erhalten und vergrößern, wodurch es zu einem geringen Festigkeitsabfall kommt. [7] [21]

3.2.3.2 Schweißzonen einer FSW-Naht

Aufgrund der mechanischen Einwirkung, der dadurch resultierenden starken plastischen Deformation und durch die fehlende Aufschmelzung entsteht beim Rührreißschweißen ein wesentlich anderes Schweißnahtgefüge als bei schmelzenden Schweißverfahren. Wie Abbildung 17 zeigt, bildet die Rührzone, auch Nugget genannt, das Zentrum einer FSW-Naht, welche von der thermomechanisch beeinflussten Zone (TMBZ) umgeben wird. Da der mechanische Einfluss eine geringere Ausbreitung als der thermische erreicht, befindet sich außerhalb der TMBZ eine rein wärmebeeinflusste Zone, bevor der Grundwerkstoffzustand erreicht wird.

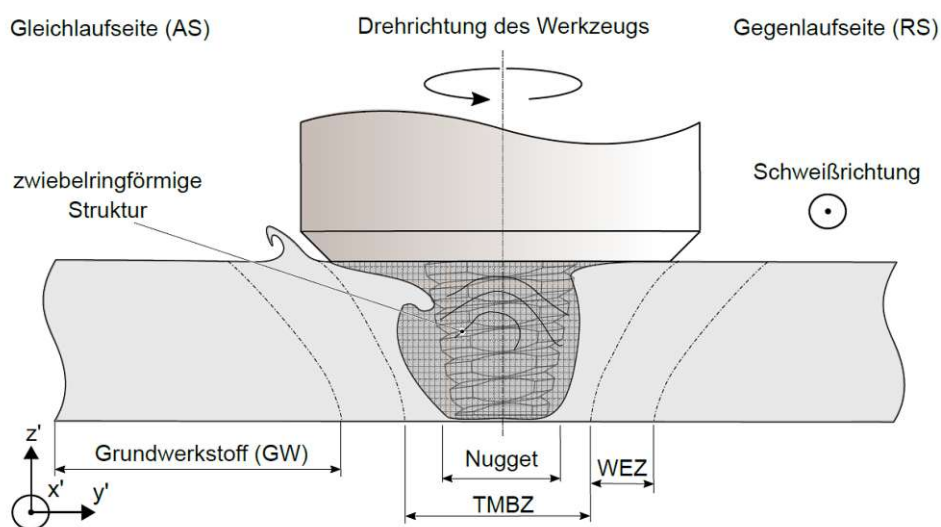


Abbildung 17: Schweißzonen einer FSW-Naht [18]

Zwar wird das Material im Nugget beim Rührreibschweißen nicht aufgeschmolzen, durch den hervorgerufenen plastischen Materialfluss und die entstehenden Temperaturen von etwa 400 °C bis 550 °C bildet sich durch dynamische Rekristallisation aber ein neues, feinkörniges Gefüge mit nahezu vollständig aufgelösten Ausscheidungen. Die dynamische Rekristallisation beschreibt dabei den Prozess, welcher bei gleichzeitiger starker Verformung und erhöhter Temperatur abläuft und durch die Neubildung von Körnern die verursachte hohe Versetzungsdichte wieder abbaut. Es entsteht ein feinkörniges Gefüge mit einer hohen Dichte an Subkorngrenzen, wobei die Korngröße vor allem vom Verhältnis der Drehzahl zur Vorschubgeschwindigkeit abhängt. [22]

Die thermomechanisch beeinflusste Zone stellt den Übergangsbereich zwischen Nugget und Wärmeeinflusszone dar. Hier geht die dynamische Rekristallisation aufgrund des fallenden mechanischen und thermischen Einflusses in die dynamische Erholung über. Es entsteht dadurch ein Gefüge mit stark deformierten Körnern des Grundwerkstoffes. Gleichzeitig kommt es bei ausgehärteten Werkstoffen zur Auflösung, Umwandlung und Vergrößerung der Ausscheidungen in der thermomechanisch beeinflusste Zone.

Da die Randbereiche der FSW-Naht rein thermisch beeinflusst werden, sind die hervorgerufenen Prozesse in der Wärmeeinflusszone vergleichbar mit jenen der Schmelzschweißungen. Der wesentliche Unterschied ist die maximal erreichte Temperatur, welche beim Schmelzschweißen nahe der Schmelzlinie bei etwa 660 °C liegt, während beim Rührreibschweißen außerhalb des Nuggets 400 °C kaum überschritten wird. [22]

Durch die Dreh- und Vorschubrichtung des FSW-Werkzeuges entsteht eine asymmetrische Schweißzone, wodurch die beiden Seiten der Naht leicht unterschiedliche Gefügebildungen zeigen. Unterschieden wird dabei die Gleichlaufseite (englisch: advancing side, AS) und die Gegenlaufseite (englisch: retreating side, RS).

Für genauere Informationen zum FSW-Schweißen und die dadurch verursachte Mikrostrukturentwicklung wird an dieser Stelle auf entsprechende Literatur ([17], [22]) verwiesen.

3.2.4 Normwerte für Festigkeit und Größe der Schweißzone

Um bei der statischen Festigkeitsberechnung die verringerten mechanischen Eigenschaften zu berücksichtigen, werden von entsprechenden Normen verringerte zulässige Festigkeitswerte den Schweißnähten zugeordnet. Die EN 1999-1 definiert bei ausgehärteten Aluminiumlegierungen die Wärmeeinflusszone als Bereich mit reduzierter Festigkeit, welcher sich mit einer konstanten Breite, unabhängig von den Schweißparametern, ausgehend von der Nahtmitte in jede Richtung erstreckt. Folgende Breiten sind dabei für MIG-Schweißungen in Abhängigkeit von der Bauteildicke t angeführt:

- $0 < t \leq 6 \text{ mm}$: 20 mm,
- $6 < t \leq 12 \text{ mm}$: 30 mm,
- $12 < t \leq 25 \text{ mm}$: 35 mm,
- $t > 25 \text{ mm}$: 40 mm.

In Tabelle 3 ist eine Auswahl für die Festigkeitswerte der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen an stranggepressten Hohlprofilen angeführt.

Tabelle 3: Festigkeit der Wärmeeinflusszone nach EN 1999-1

Werkstoff	Dicke [mm]	Grundwerkstoff		Schweißnaht	
		$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]
6005A-T6	$t \leq 5$	225	270	115	165
6005A-T6	$5 < t \leq 10$	215	260	115	165
6005A-T6	$10 < t \leq 25$	200	250	115	165
6082-T6	$t \leq 5$	250	290	125	185
6082-T6	$5 < t \leq 15$	260	310	125	185

Nach EN 1999-1 wird dem Schweißgut zusätzlich je nach verwendetem Zusatzwerkstoff eine gesonderte Festigkeit zugeordnet. Bei der statischen Festigkeitsberechnung von Wagenkästen mittels der Finite-Elemente-Methode und Schalenmodellen wird jedoch die gesamte Naht vereinheitlicht und nur die Werte der Wärmeeinflusszone herangezogen. Bei der linear elastischen Festigkeitsauslegung hat sich diese Vorgangsweise bewährt und stellt den Stand der Technik dar. Da gesonderte Normwerte für FSW-Schweißungen nicht verfügbar sind, werden hierfür die Werte der Wärmeeinflusszone von Schmelzschweißungen herangezogen.

Bei der Auslegung für die Ermüdung haben die Geometrie der Bauteile und der Naht aufgrund der Kerbwirkung neben den Werkstoffeigenschaften einen wesentlichen Einfluss auf die Bauteilfestigkeit. Die DVS 1608 gibt hierzu eine Vorgehensweise und Werte zur Ermüdungsberechnung von Aluminium-Schweißkonstruktionen im Schienenfahrzeugbau an.

3.2.5 Warmauslagerung von Schweißverbindungen

Wärmebehandlungen nach dem Schweißen können verwendet werden, um die Eigenschaften einer Verbindung zu verbessern. Da die Entfestigung in der Wärmeeinflusszone bei ausgehärteten Bauteilen aus der Änderung des Ausscheidungszustandes resultiert, kann mit solchen Nachbehandlungen versucht werden wieder einen vorteilhafteren Zustand und damit bessere Festigkeiten zu erreichen.

Wird im Fall von ausgehärtetem 6xxx-Aluminium angenommen, dass in der Zone der maximalen Entfestigung der Großteil des Legierungsanteiles in überalterten Ausscheidungen gebunden ist, kann eine Festigkeitssteigerung nur durch eine vollständige Wärmebehandlung bestehend aus Lösungsglühen, Abschrecken und Altern erreicht werden. Neben dem Risiko auf Verzüge und Risse durch das Abschrecken besteht jedoch bei Schmelzschweißungen zusätzlich das Problem, dass durch die eingesetzten Zusatzwerkstoffe die Aushärtbarkeit des Schweißgutes eingeschränkt wird.

Bei einer alleinigen Betrachtung der Wärmeeinflusszone zeigt sich, dass durch eine Auslagerung die Härte und die Festigkeit auch ohne Lösungsglühen ansteigen. Dies deutet darauf hin, dass nach dem Schweißen eine Übersättigung vorliegt und nicht der volle Legierungsanteil in Ausscheidungen gebunden ist. Damit ist es möglich durch ein reines Warmauslagern in der Wärmeeinflusszone bis zu 80 % der Ausgangsfestigkeit wiederherzustellen. Wie in Abbildung 18 dargestellt lässt sich vor allem die Härte nahe der Schmelzlinie durch ein Warmauslagern erhöhen. Allerdings verbleibt ein Bereich der Entfestigung durch die Bildung von nichtkohärenten Ausscheidungen beim Schweißen. Eine geringe Erhöhung der Festigkeit lässt sich auch durch eine Kaltauslagerung beobachten. [7] [16].

Die DVS 0913-1 gibt an, dass eine an MIG-geschweißten Bauteilen durchgeführte Warmauslagerung zu einer Festigkeitssteigerung von etwa 20 % führen kann.

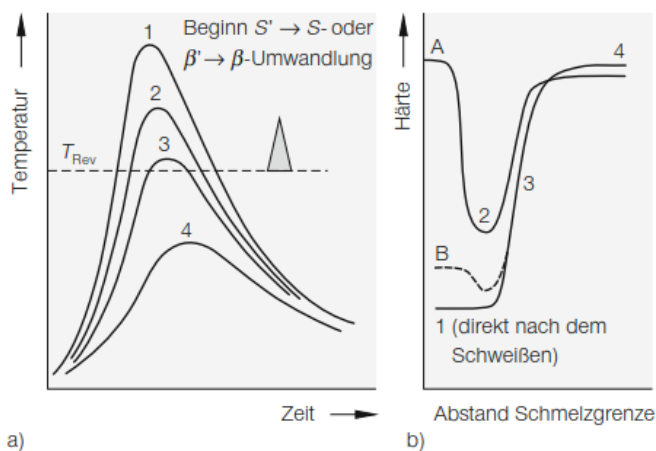


Abbildung 18: a) Temperaturzyklen beim Schweißen, b) Härteverläufe nach dem Schweißen: A) nach anschließendem Kaltauslagern, B) nach anschließendem Warmauslagern [7]

Bei Rührreibschweißungen zeigt sich, dass eine einfache Warmauslagerung zu einer deutlichen Verbesserung der mechanischen Eigenschaften führen kann. Wie in Abbildung 19 dargestellt, kann damit ein nahezu konstanter Härteverlauf erreicht werden, wobei die Festigkeitswerte 90 % bis 100 % des Grundwerkstoffes erreichen können. Die erzielbare Nahtfestigkeit nach dem Schweißen und darauffolgendem Warmauslagern liegt hier bei einem Grundwerkstoff im kaltausgelagerten Zustand (T4) dabei etwas höher als bei einem warmausgelagerten Ausgangszustand (T6). Rührreibschweißen hat diesbezüglich neben dem geringen Wärmeeintrag den Vorteil, dass ohne Zusatzwerkstoff gearbeitet wird und daher die ausscheidungsfähige Zusammensetzung auch im Nahtzentrum erhalten bleibt. [1] [23]

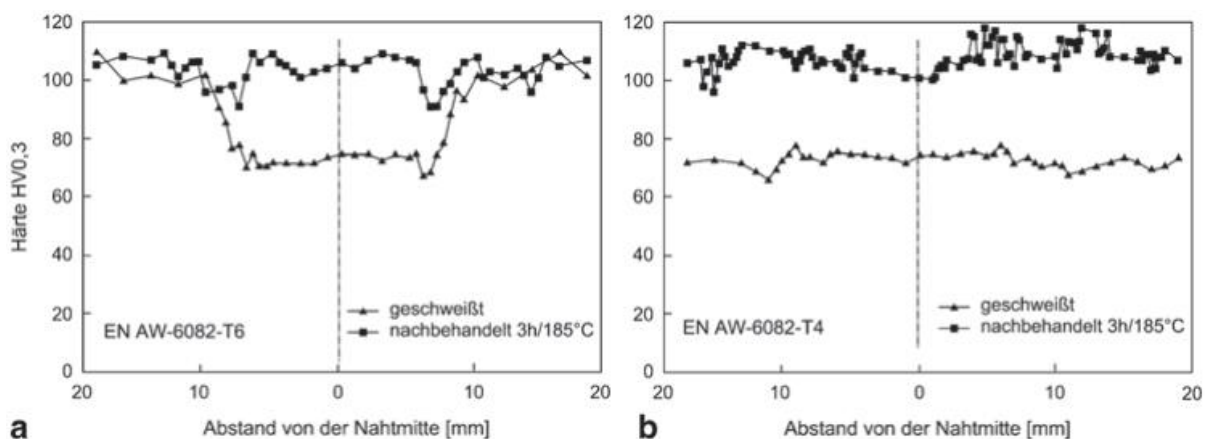


Abbildung 19: Härteverlauf einer FSW-Naht mit und ohne nachträglicher Warmauslagerung bei 185 °C für 3 h an a) 6082-T6 und b) 6082-T4 [1]

Abbildung 20 gibt zu erkennen, dass die Schweißparameter einen Einfluss darauf haben, wie die Wärmeeinflusszone auf die Warmauslagerung reagiert. Eine Naht, welche mit höherem Vorschub erzeugt wird, erfährt einen geringeren Wärmeeintrag und ermöglicht eine bessere Rückbildung der Härtewerte. Grundsätzlich zeigt sich jedoch, dass eine Umwandlung der Ausscheidungen in β' nicht vermieden werden kann und in den kritischen Bereichen der Wärmeeinflusszone nur eine teilweise Auflösung stattfindet. Demnach ist für die erneute Auslagerung ohne Lösungsglühen keine vollständige Rückbildung der Grundwerkstoffsfestigkeit möglich. [24]

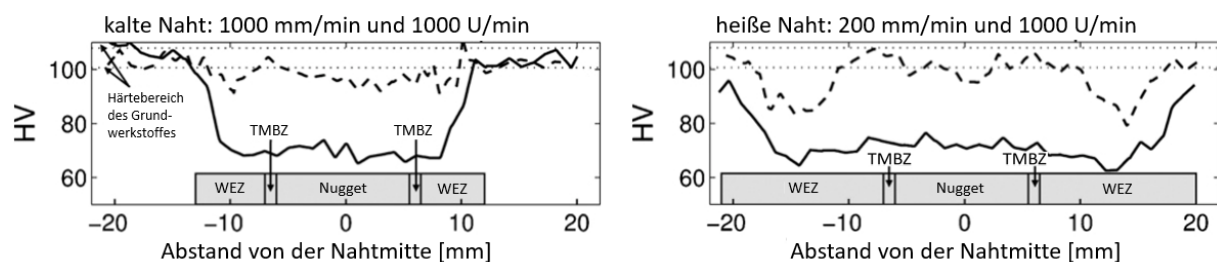


Abbildung 20: Härteverlauf von FSW-Nähten an 6005A-T6 mit und ohne nachträglicher Warmauslagerung bei 185 °C für 6 h: links) kalte Naht, rechts) heiße Naht [24] (übersetzt)

4 Versuchsdurchführung

Häufig werden Simulationen und Experimente gemeinsam genutzt, um Antworten auf Forschungsfragen möglichst effizient zu liefern. Computerunterstützte Berechnungen dienen dabei oft dazu, den experimentellen Aufwand zu reduzieren und Experimente und Messungen werden verwendet, um Randbedingungen zu ermitteln und um errechnete Ergebnisse zu überprüfen. Auch bei den diese Arbeit umfassenden Untersuchungen wurden Simulationen und Versuche kombiniert eingesetzt. Der experimentelle Teil der Arbeit wurde teilweise parallel zu den Simulationen durchgeführt, um zum einen Daten für die Berechnungen zu erhalten und zum anderen um die Ergebnisse zu überprüfen bzw. um quantitative Werte zu erhalten. Dieses und Kapitel 5 beschreiben die Vorgehensweisen bei den experimentellen bzw. simulativen Arbeiten wobei auf die Ergebnisse gesammelt in Kapitel 6 eingegangen wird.

4.1 Probenmaterial und untersuchte Schweißnaht

Um die Veränderungen im Material experimentell ermitteln zu können, wurden zunächst geschweißte Proben benötigt. Da Aluminiumwagenkästen hauptsächlich aus Strangpressprofilen aufgebaut sind, wurde darauf geachtet, ein entsprechendes Grundmaterial zu verwenden. Die Beschaffung von geringen Mengen an Plattenmaterial, welches durch Strangpressen hergestellt wird, ist mit hohen Kosten verbunden. Auch das Rührreibschweißen an speziell angefertigten Probenplatten kann sich aufwändig gestalten, da durch die hohen Reaktionskräfte massive Spannvorrichtungen benötigt werden, welche bei Serienbauteilen als Spezialanfertigung ausgeführt sind. Aus diesen Gründen wurde beim Probenmaterial auf vorhandenes Material aus laufenden Projekten zurückgegriffen.

Für die experimentellen Untersuchungen konnten zwei 18 mm dicke Platten aus 6005A-T6, welche mittig eine doppelt geschweißte FSW-Naht aufweisen, zur Verfügung gestellt werden. Aus Lieferantendokumenten ist die chemische Zusammensetzung des stranggepressten Grundwerkstoffes verfügbar, welche in Tabelle 4 angeführt ist.

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung des Probenmaterial [Gew.-%]

	Al	Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Cr	Ti	Zn	Pb
6005A	Rest	0,66	0,47	0,23	0,15	0,077	0,075	0,021	0,006	0,002

Verschweißt wurden die Profile etwa ein Jahr vor den durgeführten Untersuchungen entlang der Pressrichtung der Profile an einer Portalmaschine Hage 130 mit einer Drehzahl von 500 U/min und einem Vorschub von 300 mm/min. Verwendet wurde dazu ein Pin mit den Abmessungen gemäß Abbildung 21, welcher sich in Blickrichtung von oben im Uhrzeigersinn drehte, mit 1,5° Tilt angestellt und mit Wegregelung geführt wurde.

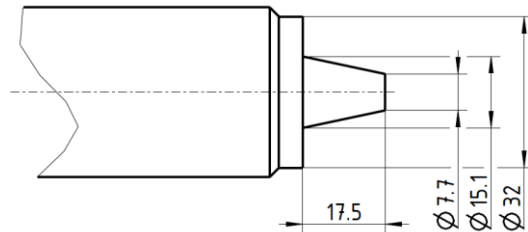


Abbildung 21: Werkzeuggeometrie (vereinfachte Darstellung ohne Flankenprofil)

Wie bereits erwähnt, wurde die Naht doppelt geschweißt. Auf den Grund für diese Schweißabfolge wird hier nicht weiter eingegangen. Es soll jedoch festgehalten werden, dass die beiden Schweißungen unmittelbar aufeinander nach Erreichen eines Umkehrpunktes und Umschwenken des Schweißkopfes erfolgten. Der Vorschub wechselte dabei die Richtung, wodurch AS und RS, wie in Abbildung 22 dargestellt, die Seiten wechselten. Vor der Hauptschweißfolge wurden die Profile mit einem 4 mm langen Pin geheftet. Da diese Heftnaht von der Hauptschweißung vollständig verrührt wird, werden die Effekte dieser Naht bei den Betrachtungen jedoch vernachlässigt.

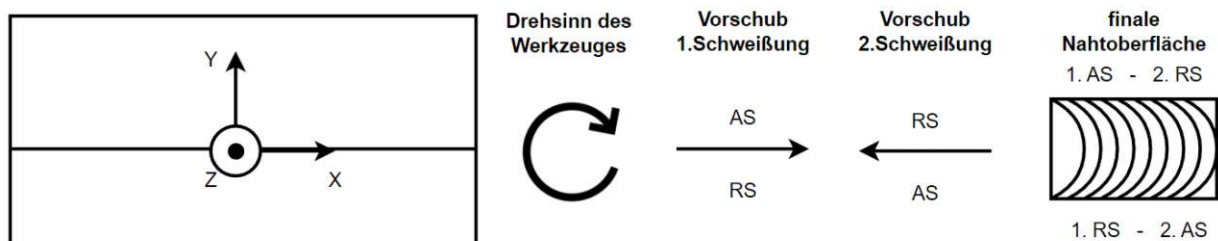


Abbildung 22: Koordinatensystem und Hauptschweißfolge der Probenplatten

Um bei den Berechnungen und Experimenten einheitlich die Position beschreiben zu können, wurde ein Koordinatensystem eingeführt. Der Ursprung liegt dabei auf der Schulter- bzw. Nahtoberseite zentrisch am Stoß und, sofern es für die jeweilige Betrachtung notwendig ist, im Kreuzungspunkt der Achse des FSW-Werkzeuges mit der Bauteiloberfläche. Wie in Abbildung 22 gezeigt, liegt die x-Achse parallel zum Stoß und zeigt in die Vorschubrichtung der ersten Schweißung. Die z-Achse steht normal zur Nahtoberseite mit positiver Zählrichtung nach oben und die y-Achse steht normal auf die Stoßebene, sodass ein rechtshändiges Koordinatensystem entsteht.

4.2 Zugversuche

Die statische Festigkeit der Schweißnähte vor und nach der Wärmebehandlung wurde durch quasistatische Querkzugversuche an den geschweißten Proben bestimmt. Die Festigkeit des Grundwerkstoffes wurde ebenso durch Zugversuche an Proben aus dem Randbereich der Probenplatten ermittelt.

4.2.1 Zugproben und Wärmebehandlungen

Um aus den geschweißten Platten Zugproben herzustellen, wurden diese mit einer Bandsäge in 50 mm breite Streifen geteilt und anschließend durch seitliches Befräsen in die typische Knochenform gebracht. Als Probenform wurde die DIN 50125 Form E mit einem Prüfquerschnitt von 18 x 30 mm gewählt. Die mittig angeordnete Schweißnaht und eine parallele Länge von 165 mm stellt sicher, dass sich bei den Querkzugversuchen die komplette Wärmeeinflusszone im Prüfquerschnitt der Probe befindet. Bei den Proben zur Prüfung des Grundwerkstoffes wurde aufgrund der Dimensionen der verfügbaren Platten und wegen des homogenen Materials eine parallele Länge von 60 mm gewählt. Abbildung 23 zeigt die beiden verwendeten Probenformen.

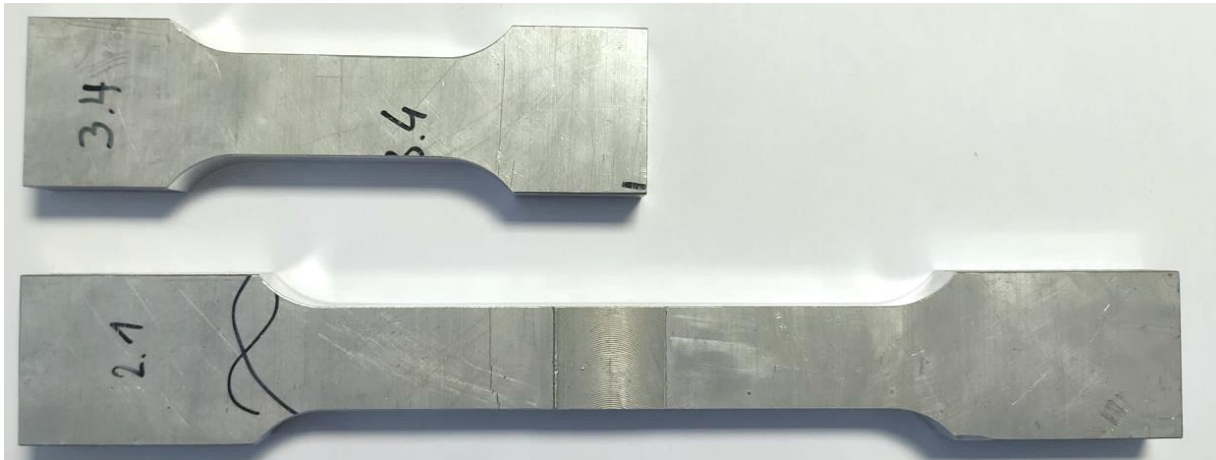


Abbildung 23: Zugproben: oben) Grundwerkstoff, unten) geschweißte Probe

Die Wärmebehandlungen an den Zugproben wurden mit einem Wärmeschrank Binder FP 115 durchgeführt. Dabei wurden die bei Raumtemperatur gelagerten Proben mittig im vorgeheizten Ofen platziert, nach Ablauf der Verweildauer wieder entnommen und bei stehender Luft und 20 °C Raumtemperatur abgekühlt. Bei 100 % forcierter Umluft und geschlossener Frischluftklappe wurden an den Proben folgende Wärmebehandlungen vorgenommen:

- 160 °C für 3 h,
- 200 °C für 3 h,
- 220 °C für 3 h,
- 180 °C für 1 h,
- 180 °C für 3 h,
- 180 °C für 6 h.

Zur Ermittlung der Erwärm- und Abkühlzeit wurde an einer Probe die Kerntemperatur während einer Wärmebehandlung (180 °C, 3 h) gemessen. Das Typ K Thermoelement befand sich dabei in einer Bohrung zentrisch im Querschnitt einer 18 x 30 mm großen Streifenprobe, welche später für die Härteprüfung verwendet wurde. Der entsprechende Temperaturverlauf ist in Abbildung 24 dargestellt.

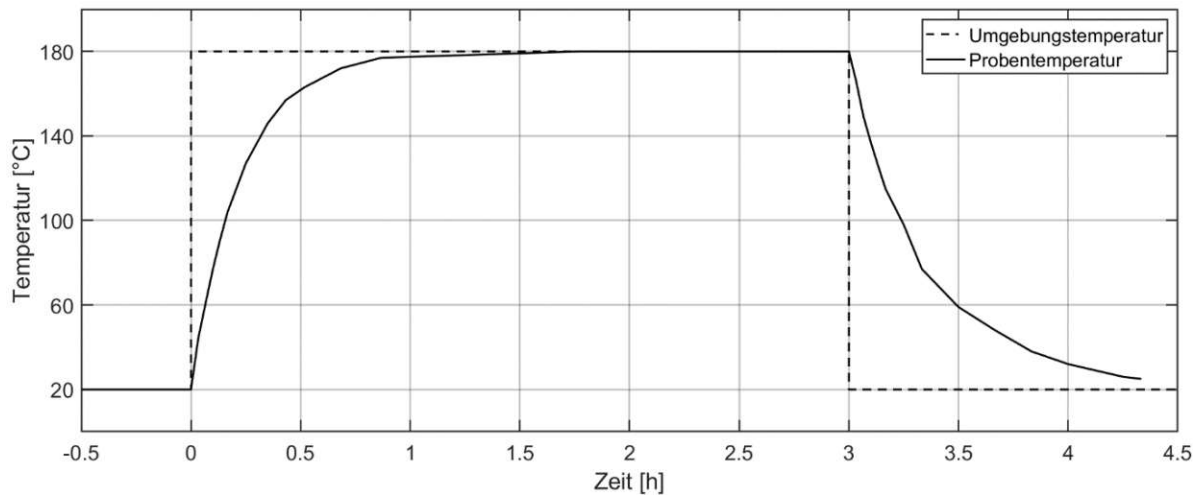


Abbildung 24: Verlauf der Kerntemperatur bei der Wärmebehandlung 180 °C, 3 h

Ein Verzug der Proben nach den Wärmebehandlungen konnte nicht festgestellt werden.

4.2.2 Versuchsaufbau

Die Zugversuche wurden an einer Hegewald&Peschke Inspekt 250 kN Universalprüfmaschine bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Messung der Dehnung erfolgte dabei über einen MFA² 25 Ansetzdehnungsaufnehmer mit einer Anfangsmesslänge von 50 mm, welcher vor den Messungen zentrisch zur Stoßmitte an die Zugproben geklemmt wurde. Um Beschädigungen am Dehnungsaufnehmer zu vermeiden, musste dieser vor dem Bruch der Probe entfernt werden. Ein entsprechender Grenzwert für die Dehnung, welcher oberhalb der Dehngrenze liegt, wurde vor Beginn der Messung in der Steuerungssoftware hinterlegt. Dadurch wird eine rechtzeitige Warnung ausgegeben und zusätzlich schaltet das Programm an diesem Punkt auf die Aufzeichnung der Dehnung über den Traversenweg um. Falsche Messwerte, die durch das Herabnehmen der Messeinrichtung entstehen könnten, werden somit vermieden. Durchgeführt wurden die Zugversuche nach DIN EN ISO 6892-1 Verfahren A mit einer Dehnrates von $0,00025 \text{ s}^{-1}$ zur Ermittlung der Dehngrenze und $0,0067 \text{ s}^{-1}$ zur Bestimmung der Zugfestigkeit.

² Mess- & Feinwerktechnik GmbH

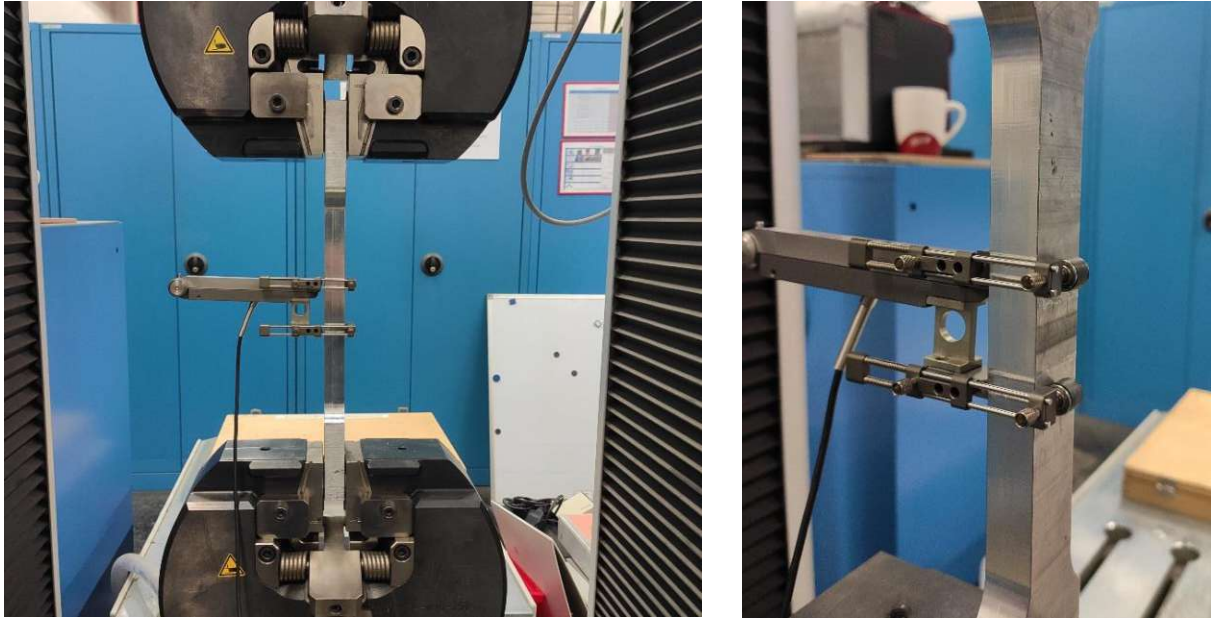


Abbildung 25: Probe in der Zugprüfmaschine mit angesetztem Dehnungsaufnehmer

4.3 Härteprüfung

Zur Bestimmung der lokalen Änderungen, welche im Nahtbereich sowie im Grundwerkstoff durch die Wärmenachbehandlung hervorgerufen werden, wurden Härteverläufe der FSW-Nähte erstellt. Die dazu durchgeführten Härteprüfungen nach Vickers wurden an einer Emco-Test M1C 010 unter Einhaltung der DIN EN ISO 9015-2 und DIN EN ISO 6507-1 durchgeführt. Die Prüfkraft von einem Kilopond (9,81 N) wurde 10 s gehalten und durch anschließendes Vermessen der Eindrücke die Härte in Form von HV1 ermittelt. Aufgrund der Abmessungen wurde die untersuchte Naht mit einer Bandsäge und einer Nasstrennmaschine in etwa 30 mm lange Proben geteilt bevor diese kalteingebettet und mit SiC-Schleifpapier, Diamantsuspension und Oxidpoliersuspensionen präpariert wurden.

An der unbehandelten Naht wurde eine umfangreiche Untersuchung durchgeführt, um die einzelnen Zonen zeigen zu können. Es wurden fünf Härteverläufe am Nahtquerschnitt an unterschiedlichen Tiefen erstellt und die Proben, wie in Abbildung 26 ersichtlich, überlappend entnommen, sodass trotz des Zertrennens der Naht alle Bereiche abgedeckt werden konnten. Drei Verläufe bei 2 mm, 9 mm und 16 mm unter der Nahtoberseite wurden mit einem Abstand von 3 mm zwischen den Eindrücken geprüft, wobei der Abstand auf 1,5 mm im Bereich von Sprüngen der Härte reduziert wurde. Bei 5,5 mm und 12,5 mm unter der Nahtoberfläche wurden nur vereinzelt und vor allem im Bereich der sich ändernden Härte Messpunkte gesetzt.

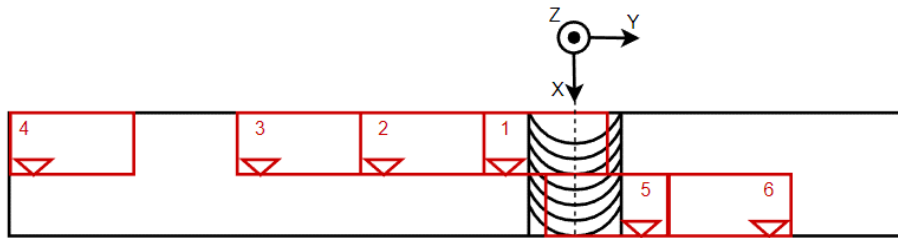


Abbildung 26: Probenplan der unbehandelten Naht

Damit die Härteverläufe der wärmebehandelten Schweißnähte bestimmt werden konnten, wurde eine Auswahl der in Kapitel 4.2.1 beschriebenen Wärmebehandlungen auch an 30 mm breiten Streifen der geschweißten Platten durchgeführt. Diese Streifen wurden nach dem Warmauslagern wieder in kleinere Proben getrennt, kalteingebettet und präpariert. Da aus den Härteprüfungen der unbehandelten Proben bekannt war, in welchen Bereichen der Naht Veränderungen der Härte zu erwarten sind, konnte die Probenanzahl für diese Untersuchungen reduziert werden. Der Prüfumfang wurde weiters auf einen einzigen Härteverlauf bei 2 mm unter der Nahtoberseite beschränkt. Der Abstand zwischen den Eindrücken betrug wiederum 3 mm bzw. 1,5 mm.

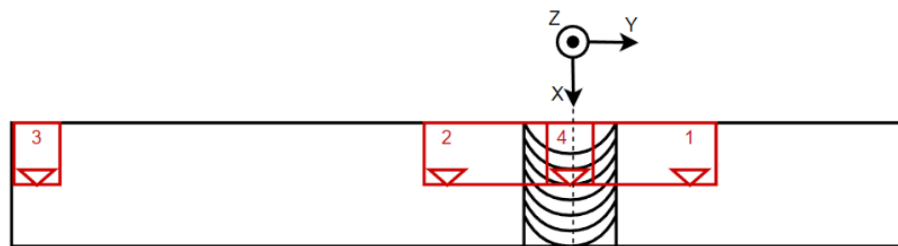


Abbildung 27: Probenplan der wärmebehandelten Naht

4.4 Makro- und Mikroschliffe

Zur Erstellung der geätzten Schliffbilder wurden jene Proben, welche zur Härteprüfung der unbehandelten Naht hergestellt wurden, herangezogen. Nach den Härteprüfungen wurden die Eindrücke abgetragen, die Proben erneut präpariert und anschließend geätzt.

Erste Versuche, die Kornstruktur durch eine Ätzung nach Barker sichtbar zu machen, waren nicht erfolgreich. Mehrere Ätzungen mit unterschiedlichen Parametern zeigten weder ein makroskopisches Erscheinen der Naht noch eine Differenzierung einzelner Körner unter dem Lichtmikroskop. Daher wurde auf andere Ätzverfahren zurückgegriffen.

Nach nochmaligem Präparieren wurden die Proben mit einer Kaliumpermanganat-Farbätzlösung nach Weck behandelt, welche die Kornstruktur sichtbar machte. Die makroskopische Ätzung konnte mit dem Graff-und-Sargents-Ätzmittel durchgeführt werden. Die jeweiligen Schliffbilder wurden nach dem Ätzen an einem Lichtmikroskop aufgenommen.

4.5 Temperaturmessungen

Die thermische Charakterisierung der Schweißnaht ermöglicht die Veränderungen in der Wärmeeinflusszone den auftretenden Temperaturen gegenüberzustellen. Ebenso wurden die Temperaturverläufe für die Probenherstellung der Druckversuche und TEM-Untersuchungen sowie für die Simulation der Mikrostrukturentwicklung benötigt.

Durchgeführt wurde die Messung an einer Schweißung, welche der in Kapitel 4.1 beschriebenen doppelten Rührreibschweißung entspricht. Die Ermittlung der Temperatur erfolgte dabei über acht Typ K Thermoelemente und die Aufzeichnung mit einem MGC+ mit AP835 Temperatureingangskarten von HBK³ bei einer Abtastrate von 50 Hz.

Da die Temperaturfühler mit einem steifen Kabel verdrahtet waren, konnte durch Biegen dieser und Befestigen mit Kapton-Klebeband eine Vorspannung erzeugt werden, welche einen sicheren Kontakt der Thermoelemente mit der Bauteiloberfläche gewährleistet. Der Einsatz von Wärmeleitpaste an der Kontaktstelle stellte zusätzlich die thermische Verbindung sicher. Die acht verwendeten Thermoelemente wurden im negativen y-Bereich mit einem Abstand von 22 mm bis 45 mm zur Stoßmitte und aus Platzgründen an unterschiedlichen Stellen in x-Richtung positioniert. Der minimale Abstand wird dabei durch den Schulterdurchmesser des Werkzeuges und etwas Sicherheitsabstand, welcher die Gratbildung abdeckt, vorgegeben. Aufgrund des bleibenden Risikos einer Berührung mit einem Span und der besonderen Bedeutung der Messwerte nahe der Stoßmitte, wurde die Temperatur dieser Position mit geringstem Abstand mit drei der acht Thermoelemente gemessen.

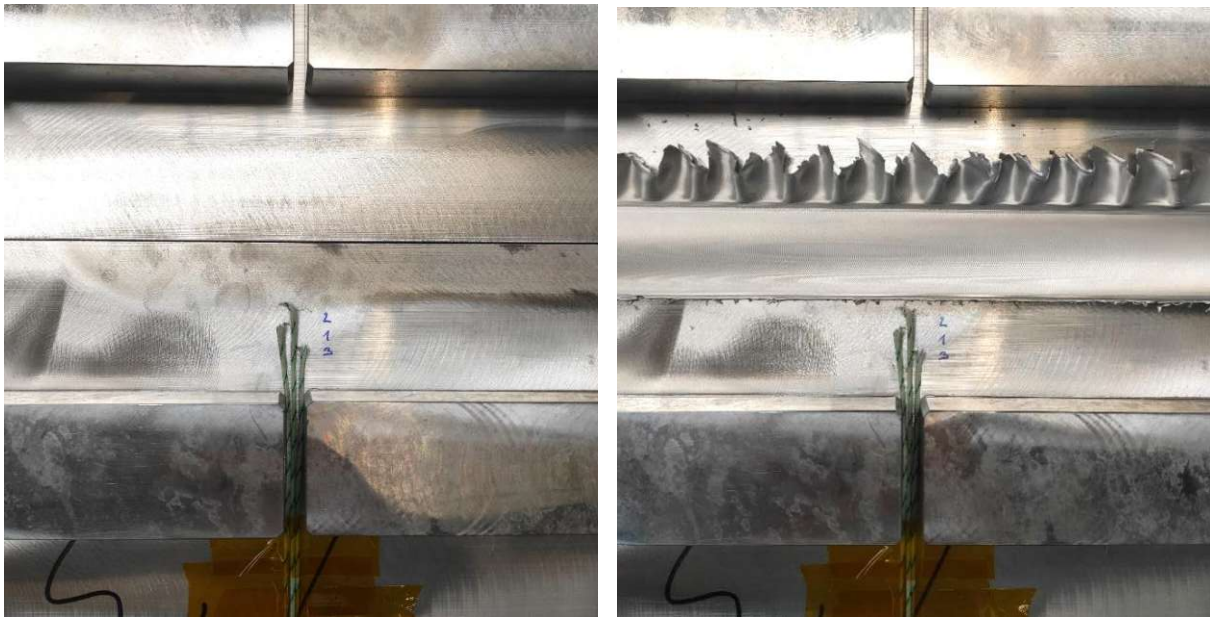


Abbildung 28: drei Messpunkte: links) vor dem Schweißen, rechts) nach dem Schweißen

³ Hottinger Brüel & Kjaer GmbH

Bei zwei Messpunkten kam es zu einem Kontakt mit einem Span, was zu einem Verlust des thermischen Kontaktes mit dem Bauteil führte. Deshalb konnten die Messwerte dieser Punkte nicht verwendet werden.

Der relative thermische Messfehler aufgrund des thermischen Widerstandes und der Wärmeableitung wurde auf 5 K bei 300 °C und 0 K bei 20 °C geschätzt und bei der Auswertung berücksichtigt [25].

4.6 Druckversuche

Druckversuche stellen neben Zugversuchen eine einfache Möglichkeit dar Festigkeitswerte eines Werkstoffes zu bestimmen. Bei Aluminiumwerkstoffen sind dabei die Werte der 0,2%-Stauchgrenze etwa gleich der 0,2%-Dehngrenze und können sehr gut miteinander verglichen werden [6]. Die Druckversuche haben zudem den Vorteil, dass einfache und kleine Proben verwendet werden können. Das ermöglicht eine thermische Vorbehandlung der Versuchsträger mit einem Dilatometer, wodurch gezielt Materialzustände hergestellt und deren Festigkeit anschließend ermittelt werden kann.

Ein Dilatometer ist zwar grundsätzlich ein Messgerät, welches die thermische Längenänderung einer Probe bestimmt, es kann jedoch auch genutzt werden, um thermische Zyklen an Proben aufzubringen. Über ein an die Probe angebrachtes Thermoelement, in diesem Fall Typ K, und einen geschlossenen Regelkreis können exakte Wärmebehandlungen durchgeführt werden. Mit den bereits ermittelten Temperaturverläufen war es schließlich möglich, Bereiche der Wärmeeinflusszone nachzubilden und damit die lokalen Eigenschaften zu bestimmen. Dadurch ergibt sich die Möglichkeit, neben der doppelten Schweißung auch den einfach geschweißten Zustand zu betrachten, wodurch die Effekte der zweiten Überschweißung charakterisiert werden können.

Für die Herstellung der Proben wurden aus dem Grundwerkstoff Zylinder mit einem Durchmesser von 5 mm und einer Länge von 10 mm entnommen. Diese wurden anschließend in einem Bähr Dilatometer DIL 805 Wärmebehandlungen unterzogen, welche die Temperaturverläufe des Schweißprozesses abbilden. Damit konnten Proben, welche die Zustände der Wärmeeinflusszone an der Nahtoberseite bei 16 mm und 22 mm neben der Stoßmitte sowie eine einfach und doppelt geschweißte Naht repräsentieren, erzeugt werden. Die Position 16 mm neben der Nahtmitte stellt dabei den Bereich der minimalen Härte und die Position 22 mm neben der Nahtmitte den Übergangsbereich von der Wärmeeinflusszone zum Grundwerkstoff dar (siehe Abbildung 34). Um die Auswirkungen der doppelten Schweißung mit und ohne Erhöhung der Temperatur des zweiten Verlaufes zu bestimmen, wurden entsprechende Proben hergestellt, die entweder zweimal denselben oder einen um 30 K erhöhten, zweiten Verlauf erfahren haben. Die verwendeten genäherten Temperaturverläufe sind in Tabelle 5 und Details zur thermischen Charakterisierung sind in Kapitel 6.1 zu finden.

Tabelle 5: Verwendete Temperaturverläufe zur Probenherstellung [°C]

Zeit [s]	16 mm einfach	16 mm doppelt	16 mm doppelt +30K	22 mm einfach	22mm doppelt
0	30	30	30	30	30
10	50	50	50	50	50
20	325	325	325	250	250
22	340	340	340	-	-
23,2	-	-	-	275	275
40	195	195	195	190	190
70	120	120	120	120	120
200	-	50	50	-	50
300	20	-	-	20	-
1000	-	-	50	-	-
1010	-	50	80	-	50
1020	-	325	355	-	250
1022	-	340	370	-	-
1023,2	-	-	-	-	275
1040	-	195	225	-	190
1070	-	120	150	-	120
1300	-	20	20	-	20

Proben aus unbehandeltem Grundwerkstoff und aus der realen Wärmeeinflusszone dienten zusätzlich zur Referenzwertermittlung. Letztere wurde aus dem Nahtbereich der untersuchten Naht an der Position $y = -16 \text{ mm}$ und $z = -4 \text{ mm}$ entnommen.

Die Druckversuche wurden an einem Bähr Dilatometer DIL 805 D/T, welches mit einer Hydraulik zur mechanischen Belastung der Proben ausgestattet ist, durchgeführt. Bei Raumtemperatur und unter Vakuum wurden die Proben nach einer Vorlast von 120 N, welche für 15 s aufgebracht wurde, mit einer Stauchrate von $0,001 \text{ s}^{-1}$ bis zu einer Stauchung von etwa 3 % verformt. Dabei wurde die aufgebrachte Kraft über den Verfahrensweg aufgezeichnet und daraus die 0,2%-Stauchgrenze ermittelt.

4.7 TEM-Untersuchungen

TEM-Untersuchungen ermöglichen die Charakterisierung des Ausscheidungszustandes von Aluminiumlegierungen und dienen zur Ermittlung von Vergleichswerten für die Simulation der Mikrostrukturentwicklung. Die dabei untersuchten Proben wurden analog zu jenen der Druckversuche aus dem Grundwerkstoff entnommen und durch die bekannten Temperaturverläufe im Dilatometer in einen Zustand gebracht, der die Wärmeeinflusszone darstellt.

Nach dem Vorbereiten der Proben im Dilatometer wurden aus den $\varnothing 5 \times 10$ mm großen Proben etwa 1 mm dicke Scheiben herausgeschnitten und anschließend beidseitig bis zu einer Dicke von 0,1 mm geschliffen. Darauf wurden Blättchen mit 3 mm Durchmesser aus dem Material gestanzt und die Wandstärke in der Probenmitte mit einem Gatan Dimple Grinder auf etwa 5 μm bis 30 μm reduziert. Im finalen Schritt der Präparation wurden die Proben mit einer Ionenmühle Gatan PIPS II durch einen Ionenstrahl poliert, bis im Zentrum der Probe ein Loch entstand. Die dünnen Randbereiche dieses Loches mit einer Dicke von etwa 100 nm bis 200 nm wurden anschließend in einem TEM TECNAI F20 60-200 bei einer Betriebsspannung von 200 kV untersucht.

5 Simulationen

Die hier beschriebenen Simulationen bilden die untersuchte Schweißung nach und die Ergebnisse wurden für weitere praktische Untersuchungen sowie für Vergleiche mit den Messwerten genutzt.

5.1 Berechnung der Temperaturverläufe

Für die Simulation der Mikrostrukturentwicklung und für die Herstellung diverser Proben der experimentellen Untersuchungen, ist es notwendig die zeitlichen Temperaturverläufe, welche beim Schweißen auftreten, zu kennen. Neben vorhandener Literatur stellen Simulationen und Messungen dafür geeignete Quellen dar.

Daten aus der Literatur sind nur für dezidierte Materialien und Schweißnähte verfügbar und passen nicht zum Untersuchungsgegenstand dieser Arbeit. Da im Vergleich zum verwendeten Probenmaterial in den Publikationen meist wesentlich dünnere Nähte dokumentiert sind und hier als Spezialfall eine doppelt geschweißte Naht betrachtet wird, musste auf Messungen und Simulationen gesetzt werden.

Für die Simulation der Temperaturverläufe bieten sich numerische Finite Elemente (FE) Programme an. Eine Möglichkeit das vorliegende Problem zu simulieren ist die Schweißung durch eine bewegte Wärmequelle abzubilden. Der entsprechende Wärmeeintrag könnte über die Werkzeug-Antriebsleistung der FSW-Anlage bestimmt werden. Bei der Suche nach geeigneten Simulationsprogrammen konnte jedoch ein Tool ausfindig gemacht werden, welches speziell den FSW-Prozess behandelt. „HyperWeld“ ist ein Softwarepaket, welches in der Hyperworks-Serie von Altair Inc., Troy, Michigan, USA enthalten ist und den Solver für Extrusionsprozesse „HyperExtrude“ nutzt, um Rührreibschweißungen zu simulieren. Damit ist es möglich zu gegebenen Geometrien und Parametern das Temperaturfeld des Schweißprozesses zu berechnen. Genutzt wurde dieses Softwarepaket in der Version 2021.2.

Die Geometrie der Bauteile wird bei der Finite Elemente Methode durch das Netz abgebildet. Bei der Erstellung des Netzes ist auf viele Faktoren zu achten, um aussagekräftige Ergebnisse in angemessenen Simulationsdauern zu erhalten. HyperWeld ermöglicht es, dass Netz automatisch basierend auf Abmessungen zu generieren. Diese Funktion wurde genutzt und die Geometrie mit folgenden Werten abgebildet:

- Plattenbreite: 200 mm,
- Plattendicke: 18 mm,
- Plattenlänge: 800 mm,
- Schulterdurchmesser: 32 mm,
- Schulterhöhe: 50 mm,
- Pin-Durchmesser: 16 mm,
- Pin-Länge: 10 mm,
- Pin-Tilt: -1,5°.

Diese Werte entsprechen dem in Kapitel 4.1 beschriebenen Probenmaterial. Da die Simulation keine konischen Pins unterstützt, wurde ein zylindrischer Pin als Werkzeug verwendet. Ebenso wurde die Länge des Pins reduziert, um instabile Simulationsläufe zu vermeiden.

Das automatisch erstellte FE-Netz ist in Abbildung 29 dargestellt und besteht aus den Komponenten Joint, HADZone, RightPlate und LeftPlate, welchen als Fügeteile der Werkstoff „AA6005“ aus der Materialdatenbank zugewiesen wurde. Weitere Komponenten sind Shoulder und Pin, diesen wurde als Werkzeug der Werkstoff „H_13“ zugeordnet.

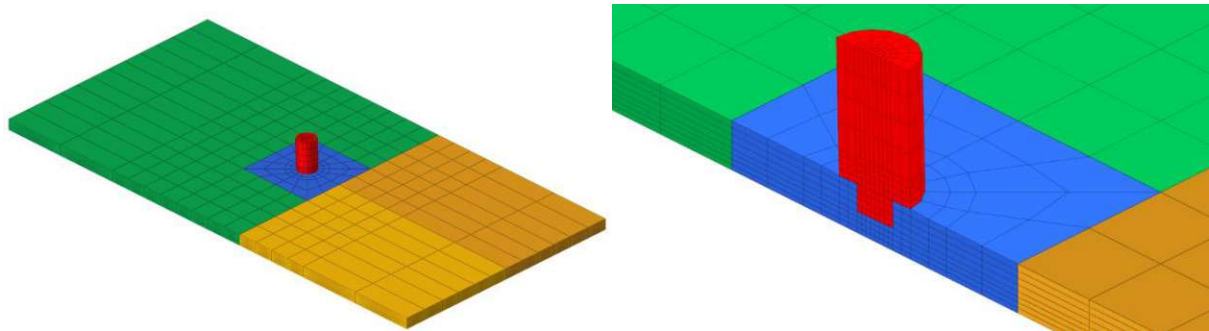


Abbildung 29: FE-Netz

Zusätzlich zu den Volumenelementen erstellt die automatische Netzgenerierung an allen Oberflächen Flächenelemente, welche zur Definition der Randbedingungen genutzt werden.

Neben der Geometrie sind die Parameter zur Beschreibung des Schweißprozesses und der Randbedingungen die wesentlichen Eingangsdaten zur Berechnung der Temperaturverteilung. Zwar können dabei Werte wie Drehzahl und Vorschubgeschwindigkeit einfach aus dem realen Schweißprozess übernommen werden, Werte wie Wärmeübergangskoeffizienten und Reibwerte sind jedoch schwieriger zu ermitteln. Erste Berechnungen zeigten, dass die Resultate sehr empfindlich auf diese Randbedingungen und Parameter reagieren und geringe Änderungen an den Eingangsdaten teilweise zu großen Unterschieden in den Ergebnissen führen. Daher wurde beschlossen, die Simulation der Temperaturprofile durch eine Messung, welche in Kapitel 4.5 beschrieben ist, zu kalibrieren. Schlussendlich wurde die Simulation genutzt, um die experimentellen Werte auf nicht gemessene Bereiche zu inter- und extrapolieren. Durch mehrere Iterationen konnten Parameter gefunden werden, welche eine gute Überlagerung der gemessenen und errechneten Werte ermöglichten. Hierbei musste auch die Drehzahl angepasst werden, da die Parameter, welche die Reibung zwischen Bauteil und Werkstück beschreiben, keine Auswirkungen auf das Ergebnis hatten. Dies zeigt, dass die Implementierung des komplexen FSW-Schweißprozesses in einem Simulationsmodell nur eine Annäherung ist und bei konkreten Parametern nicht notwendigerweise zu Ergebnissen führen muss, die den experimentellen Befund bestätigen.

Zur finalen Berechnung der Temperaturverläufe wurden folgende Parameter und Randbedingungen verwendet:

- Schweißparameter:
 - Ausgangstemperatur der Platte: 30 °C,
 - Vorschubgeschwindigkeit: 5 mm/s,
 - Drehzahl: 210 U/min.
- Konvektion auf der Plattenunterseite:
 - Konvektionskoeffizient: 300 W/m²K,
 - Referenztemperatur: 30 °C.
- Konvektion auf der Plattenoberseite:
 - Konvektionskoeffizient: 40 W/m²K,
 - Referenztemperatur: 30 °C.

5.2 Simulation der Mikrostrukturentwicklung

Die Simulation der Mikrostrukturentwicklung erfolgte mit der Software MatCalc (<http://www.matcalc.at>) in der Version 6.04.0160 [26]. Dabei wurden die Datenbanken „mc_al_v2.035.tdb“ sowie „mc_al_v2.004.ddb“ herangezogen und die entsprechenden Phasen α -Al: „FCC_A1“, β' : „BETA_DP“, β' : „MGSI_B_P“ und β : „MG2SI_B“ ausgewählt.

Die Legierungszusammensetzung wurde mit 0,54 Gew.-% Si, 0,47 Gew.-% Mg und 98,99 Gew.-% Al definiert. Die Abweichung des Siliziumanteiles zu jenem der in Tabelle 4 angeführt wurde, resultiert aus der Bildung von Dispersoiden. Beim Gießen und Homogenisieren entstehen Al_5FeSi und $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}$ wodurch aufgrund des Eisengehaltes von 0,15 Gew.-% und des Mangangehaltes von 0,23 Gew.-% unter Berücksichtigung der molaren Massen ein Siliziumanteil von 0,12 Gew.-% gebunden wird [27].

Für die Berechnung der Mikrostrukturentwicklung wurde im ersten Schritt der Ausgangszustand mithilfe der Festigkeitswerte aus den Druckversuchen und den Ausscheidungsdurchmessern aus den TEM-Untersuchungen kalibriert. Anschließend wurde die Veränderung des Gefüges mit den genäherten Temperaturverläufe der Schweißung, welche in Tabelle 5 zu finden sind, berechnet.

6 Ergebnisse

In diesem Abschnitt werden die wesentlichen Ergebnisse, welche durch die Versuche und Simulationen gewonnen wurden, zusammengefasst. Diese können in die thermische, mechanische und mikrostrukturelle Charakterisierung der Schweißnaht sowie die Berechnungsergebnisse der MatCalc-Simulation unterteilt werden.

6.1 Thermische Charakterisierung

Die durch die Messung generierten Temperaturverläufe ergeben quantitativ ein plausibles Bild. Einerseits zeigt sich ein gleichmäßiger Verlauf sowie andererseits eine rapide Erwärmung durch den Schweißprozess und eine darauffolgende langsame Abkühlung des Materials. Ebenso konnte, wie erwartet, eine stetig steigende Temperatur bei abnehmendem Abstand zur Stoßmitte nachgewiesen werden.

Beim Heftschiessen wurde eine maximale Temperatur von etwa 100 °C bei einem Abstand von 22 mm zu Stoßmitte aufgezeichnet. Eine genauere Auswertung dieser Schweißung wurde aufgrund des geringen Wärmeeintrages und da die Nahtmitte vom wesentlich größeren Werkzeug der Hauptschweißung vollständig erfasst wird, nicht durchgeführt. Festzuhalten ist nur, dass sich die Bauteile nach dem Heften von etwa 20 °C auf etwa 30 °C aufgewärmt haben.

Die darauffolgende Hauptschweißung führte zu wesentlich höheren Spitzentemperaturen mit einem gemessenen Maximum von etwa 300 °C. Mithilfe der experimentell ermittelten Temperaturverläufe konnte im Anschluss die Simulation kalibriert und damit die Messung inter- und extrapoliert werden, sodass das vollständige Temperaturprofil des Schweißprozesses aufgestellt werden konnte. Die dazu verwendeten gemessenen Temperaturverläufe konnten durch die iterative Parameterfindung über den zeitlichen Verlauf und an den unterschiedlichen Messpunkten sehr gut angenähert werden.

Zur weiteren Verwendung bei den Simulationen und der Probenherstellung für die TEM-Untersuchungen und Druckversuche wurden die Kurven durch vereinfachte Verläufe abgebildet. Eine Auswahl der erstellten Temperaturprofile ist in Abbildung 30 bis Abbildung 32 dargestellt. Dabei sind die Temperaturen, die an der Bauteiloberfläche bei der ersten Schweißung aufgetreten sind, ersichtlich. Das vollständige Temperaturfeld ist im Anhang in tabellarischer Form angeführt.

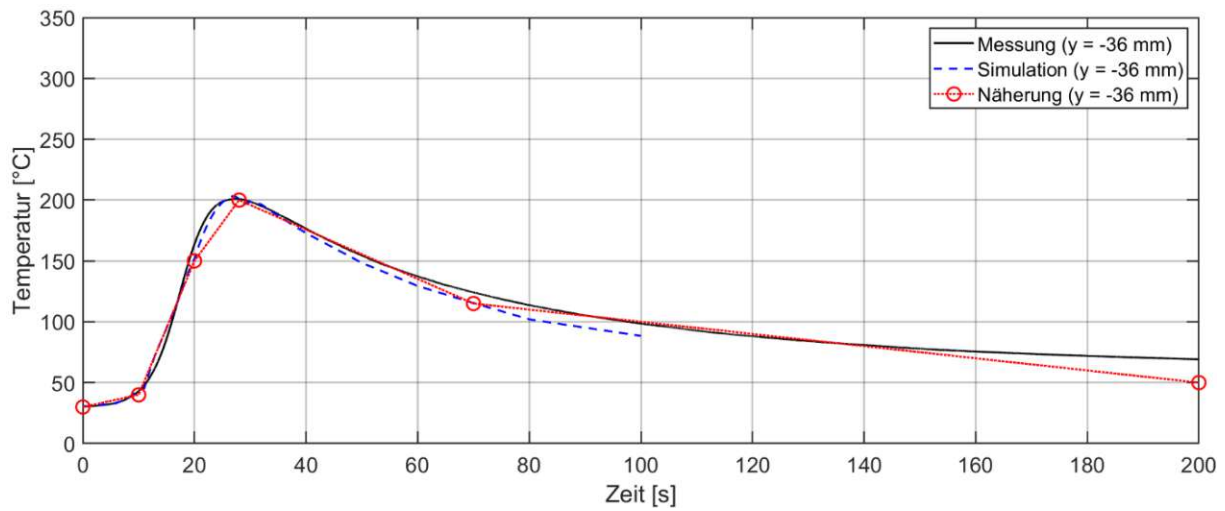


Abbildung 30: Temperaturverlauf der ersten Schweißung (Abstand zur Stoßmitte $y = -36$ mm)

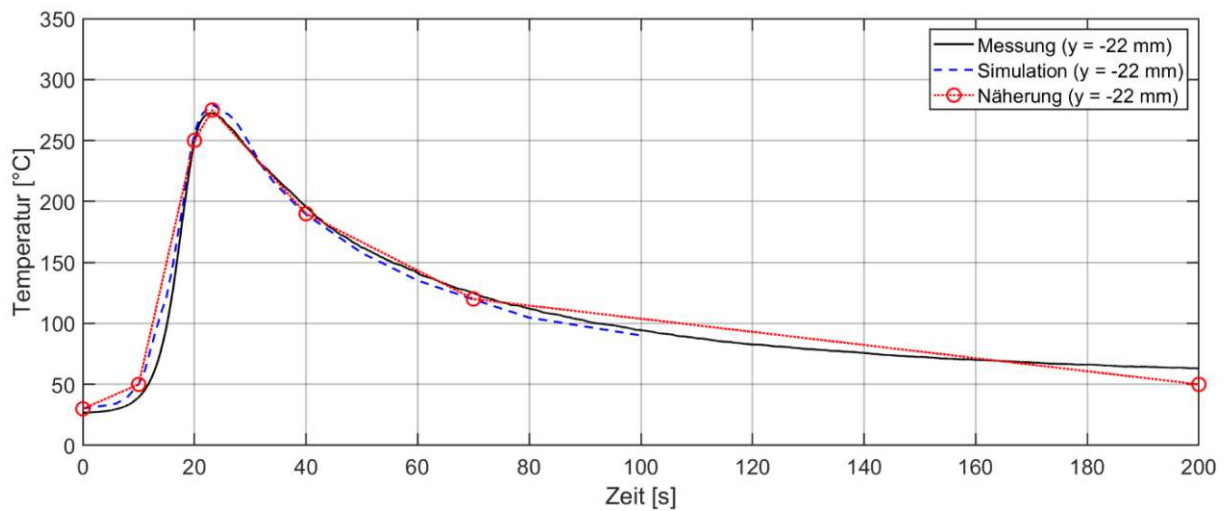


Abbildung 31: Temperaturverlauf der ersten Schweißung (Abstand zur Stoßmitte $y = -22$ mm)

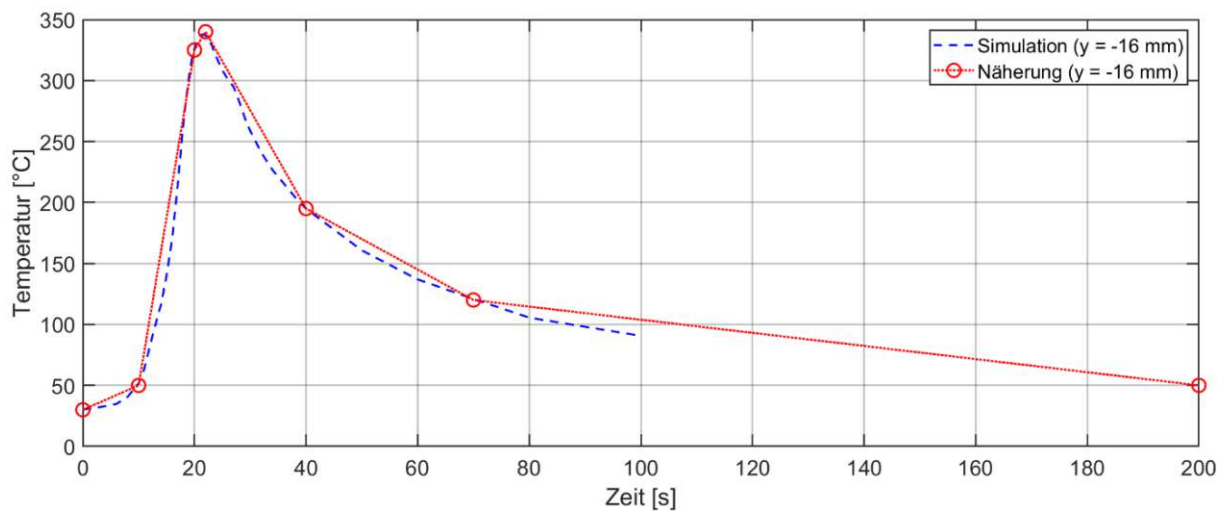


Abbildung 32: Temperaturverlauf der ersten Schweißung (Abstand zur Stoßmitte $y = -16$ mm)

Da die zweite Schweißung direkt nach der ersten erfolgte, kam es zu keiner vollständigen Abkühlung des Bauteiles zwischen den Arbeitsschritten. Dadurch wurde die Ausgangstemperatur der späteren Überschweißung entsprechend erhöht. Diese Temperaturerhöhung zieht sich parallel über den gesamten zeitlichen Verlauf, sodass auch die Spitzentemperatur der zweiten Schweißung dementsprechend angehoben wird. Aus dem Wechsel der Vorschubrichtung im Umkehrpunkt folgt, dass die Verweilzeit und damit die Temperaturdifferenz zwischen den beiden Schweißungen für unterschiedliche Punkte entlang der Schweißrichtung variieren. Abbildung 33 zeigt diesen Temperaturanstieg für zwei Messpunkte, welche sich etwa 750 mm vom Umkehrpunkt entfernt befanden, wodurch eine Verweilzeit von rund 300 s zwischen den Verläufen liegt.

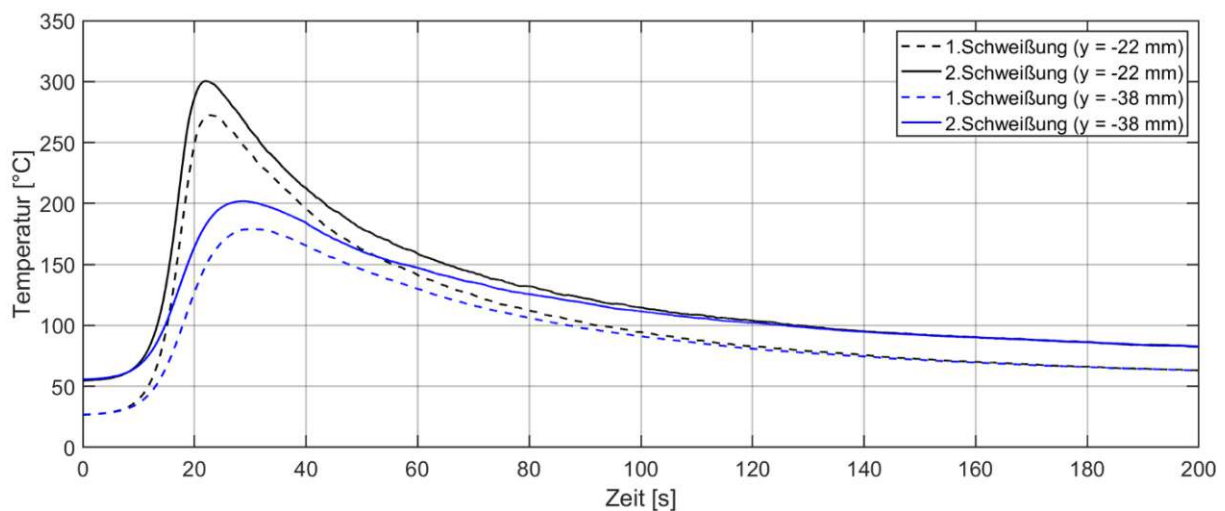


Abbildung 33: Vergleich der Temperaturverläufe erste und zweite Schweißung

Die unterschiedlichen Vorschubrichtungen führen weiters dazu, dass bei der ersten Schweißung die Gegenlaufseite und bei der zweiten die Gleichlaufseite gemessen wurde. Da sich die Temperaturdifferenz annähernd konstant über den Verlauf zieht, kann jedoch von einem geringen Einfluss der Vorschubrichtung auf die Temperatur ausgegangen werden.

6.2 Mechanische Charakterisierung

Die mechanische Charakterisierung soll vor allem die statische Festigkeit der Schweißnähte sowie die Position der größten Schwächung und den Einfluss der nachträglichen Wärmebehandlung zeigen.

6.2.1 Härteverläufe

Die in Abbildung 34 wiedergegebenen Härteverläufe der unbehandelten Naht zeigen eine W-Form, welche symmetrisch um die Stoßmitte angeordnet ist. Aus dem unbeeinflussten Bereich kommend fällt die Härte stark zum Minimalwert von etwa 55 HV1 ab, bevor sie sofort wieder steigt und sich im Zentrum der Naht ein Bereich mit etwa 65 HV1 bildet. Mit steigendem Abstand zur Nahtoberseite wandern die Härte minima weiter in Richtung Nahtmitte, die Form des Verlaufes und die Größenordnung der Härtewerte bleiben jedoch sehr ähnlich. Weiters ist festzuhalten, dass die ermittelte minimale Härte der beiden Seiten der Schweißnaht etwa gleich ist.

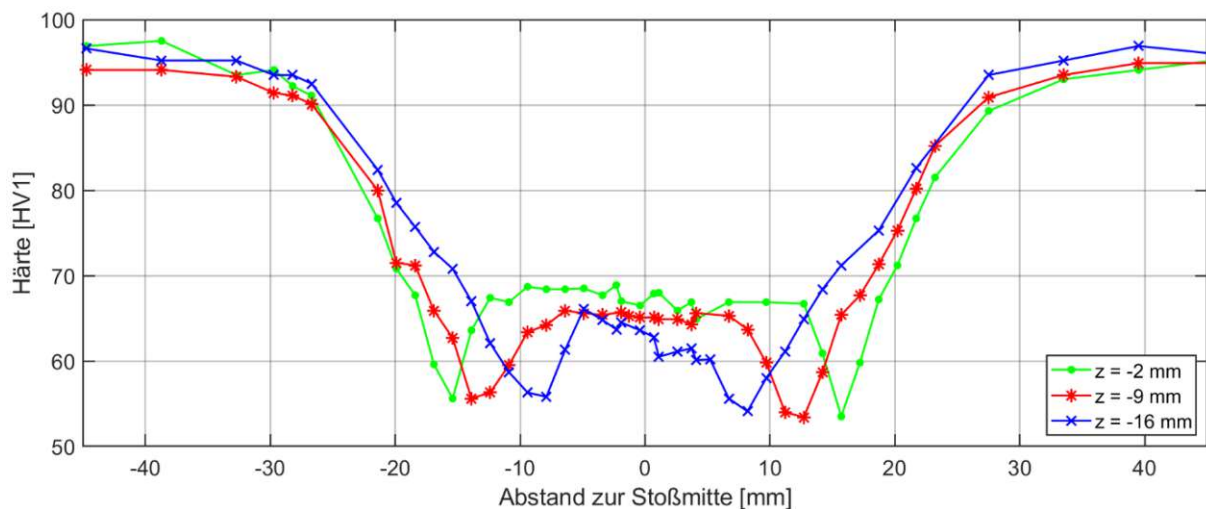


Abbildung 34: Härteverläufe der unbehandelten Schweißnaht

Die Verläufe der wärmebehandelten Naht sind in Abbildung 35 dargestellt und geben zu erkennen, dass die Härte zwar durchgehend, vor allem im Nahtzentrum, angehoben werden konnte. Dennoch verbleiben deutliche Täler mit einer Härte von etwa 70 HV1.

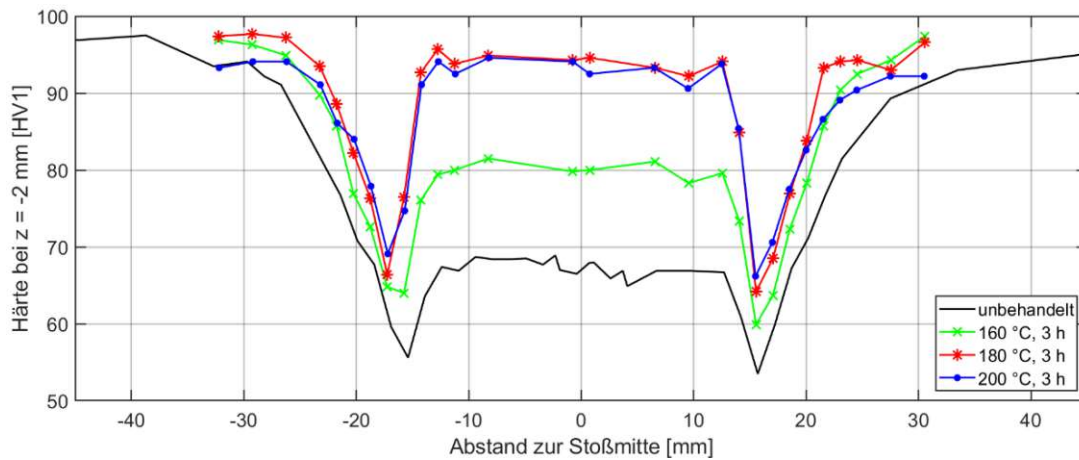


Abbildung 35: Härteverläufe bei $z = -2$ mm nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen

Die Härtewerte des Grundwerkstoffes, welche in Tabelle 6 angeführt sind, zeigen nur eine leichte Veränderung durch die zusätzliche Alterung.

Tabelle 6: Härtewerte des Grundwerkstoffes

Probe	Härte [HV1]
GW (unbehandelt)	97
GW (160 °C, 3 h)	100
GW (180 °C, 3 h)	100
GW (200 °C, 3 h)	96

6.2.2 Zugversuche

Alle an den geschweißten Proben durchgeführten Zugversuche führten zu einem ähnlichen Bruchbild, wobei es an beiden Seiten der Schweißnaht zu einer Einschnürung kam und der Bruch in der positiven y-Seite der Naht lag. Die Einschnürung und der Bruch folgt dabei dem Bereich der geringsten Härte, sodass der Bruchwinkel etwa 34° beträgt. Wie in Abbildung 36 erkennbar, zeichnete sich neben der Einschnürung durch die plastische Verformung an der Seitenfläche der Zugproben auch die Silhouette des Nuggets ab.

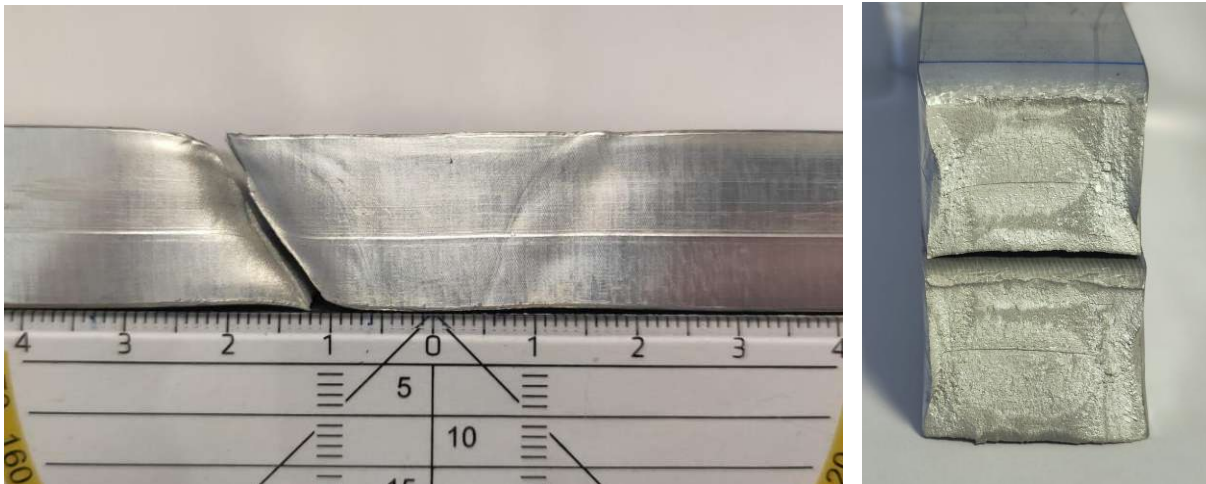


Abbildung 36: Bruchbild der Querszugversuche

Die jeweils doppelt durchgeführten Querszugversuche an den geschweißten Proben hatten eine geringe Abweichung zueinander, sodass die Differenz zwischen den Festigkeitswerten im Bereich von 1 MPa lag.

Abbildung 37 zeigt beispielhaft das Spannungs-Dehnungsdiagramm einer unbehandelten sowie einer behandelten Schweißnaht. Die Ergebnisse der Zugversuche sind gesammelt in Tabelle 7 angeführt.

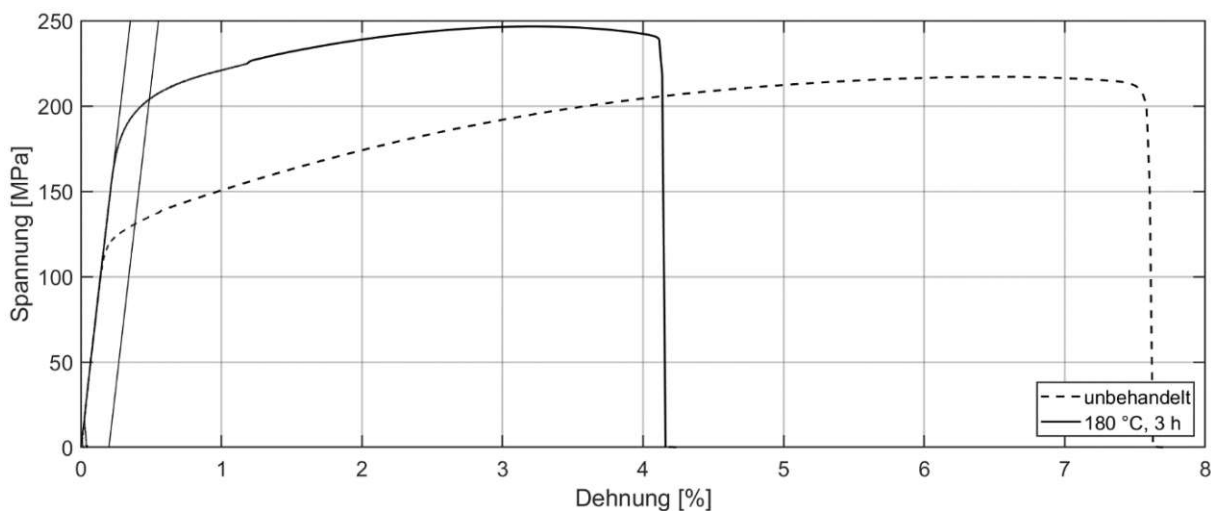


Abbildung 37: Spannungs-Dehnungsdiagramm der unbehandelten FSW-Naht und nach 3 h bei 180 °C

Tabelle 7: Ergebnisse der Zugversuche

Probe (Wärmebehandlung)	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{50} [%]
GW (unbehandelt)	273	310	17,5
GW (180 °C, 3 h)	291	319	19,9
FSW (unbehandelt)	131	217	7,6
FSW (160 °C, 3 h)	161	230	6,1
FSW (180 °C, 1 h)	142	222	7,4
FSW (180 °C, 3 h)	203	246	3,9
FSW (180 °C, 6 h)	219	254	3,5
FSW (200 °C, 3 h)	213	249	3,8
FSW (220 °C, 3 h)	193	234	7,9

6.2.3 Druckversuche

Die bei den Druckversuchen ermittelten Stauchgrenzen $R_{dp0,2}$ sind in Tabelle 8 zusammengefasst. Die Vergleichsproben aus dem Grundwerkstoff und der Wärmeeinflusszone weisen dabei eine gute Übereinstimmung mit den durch die Zugversuche bestimmten Dehngrenzen auf.

Tabelle 8: Ergebnisse der Druckversuche

Probe	$R_{dp0,2}$ [MPa]
Grundwerkstoff	282
22 mm einfach	244
22 mm doppelt	235
16 mm einfach	153
16 mm doppelt	164
16 mm doppelt + 30 K	138
WEZ ($y = -16$ mm, $z = -4$ mm)	134

6.3 Gefügecharakterisierung

6.3.1 Geätzte Schliffbilder

Mithilfe des Graff-und-Sargents-Ätzmittel konnte die Makrostruktur der Naht erkennbar gemacht werden. Abbildung 38 oben zeigt das entsprechende Schliffbild, in welchem sich die Grenze des Nuggets deutlich abzeichnet. Diese Zone ist symmetrisch zur Nahtmitte und verläuft, entsprechend der Werkzeuggeometrie, nach unten hin zusammen. Ebenso sind die Reste der Oxidschicht der beiden Fügepartner in der Mitte der Naht als Schlangenlinie ersichtliche.

Durch die Farbätzung nach Weck konnte die Kornstruktur der Proben sichtbar gemacht werden. Der Bereich der minimalen Härte weist dabei ein dem Grundwerkstoff sehr ähnliches Gefüge auf. Im Nugget sind im Vergleich zum Grundwerkstoff etwas größere Körner vorhanden, welche durch Kleinwinkelkorngrenzen geteilt sind.

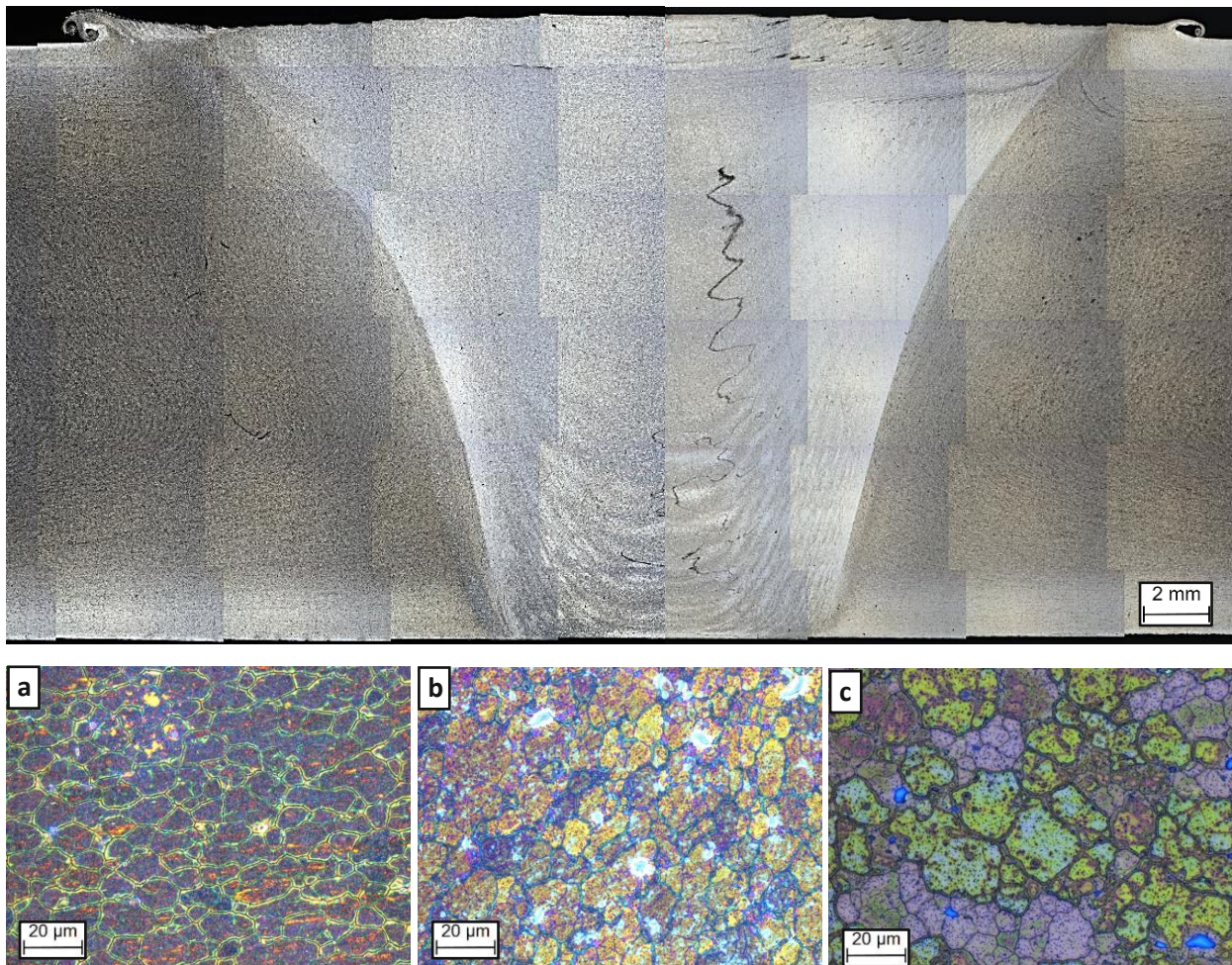


Abbildung 38: oben) Makroätzung (nach Graff und Sargents) der unbehandelten Naht, unten) Mikroätzung (nach Weck): a) Grundwerkstoff, b) Bereich minimaler Härte, c) Nugget

6.3.2 TEM-Untersuchungen

Der Grundwerkstoff im T6-Zustand zeigt im TEM-Hellfeld eine sehr hohe Dichte an Ausscheidungen mit einer mittleren Länge von 27 nm. Der mittlere Durchmesser von 3,7 nm dieser konnte mit hochauflösenden TEM-Aufnahmen (englisch: high resolution transmission electron microscopy, HRTEM) bestimmt werden.

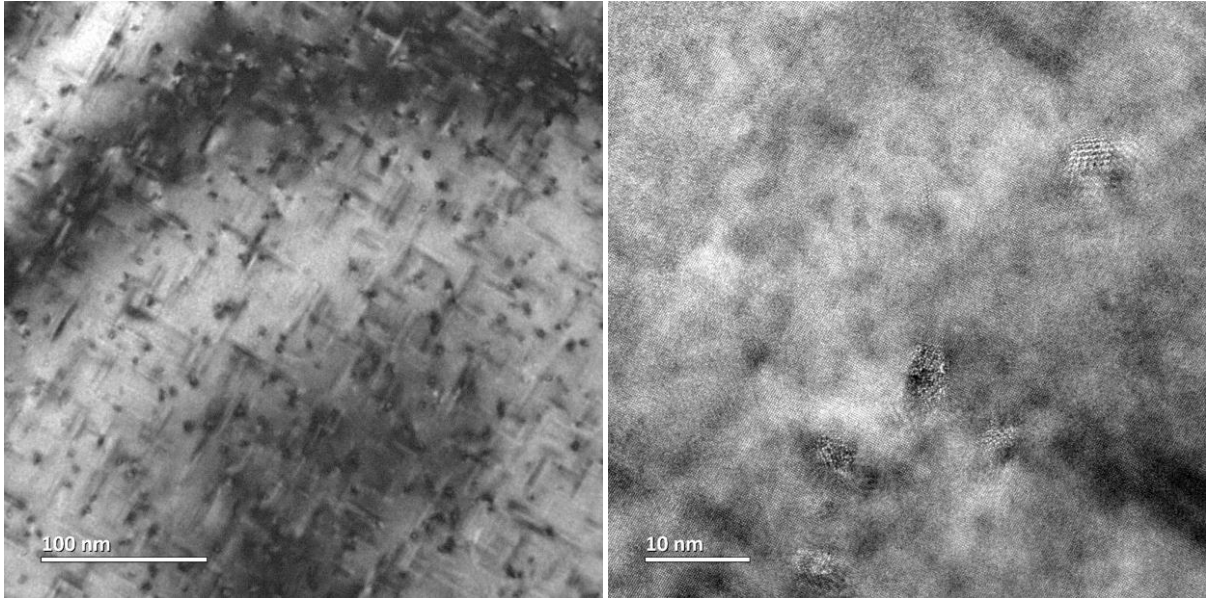


Abbildung 39: TEM-Bilder Grundwerkstoff: links) Hellfeld, rechts) HRTEM

Abbildung 40 und Abbildung 41 veranschaulichen den einfach und doppelt geschweißten Zustand 22 mm von der Stoßmitte. Im Vergleich zum Ausgangszustand haben sich hier die Ausscheidungen etwas vergrößert, sodass der mittlere Durchmesser 4,1 nm beim einfach und 4,6 nm beim doppelt geschweißten Zustand beträgt. Als mittlere Ausscheidungslänge wurde 23 nm bzw. 25 nm bestimmt. Zwar lässt sich weiters über die Anzahl der Ausscheidungen eine Ausscheidungsichte berechnen, da dies jedoch mit größeren Ungenauigkeiten verbunden ist, können diese Werte nicht aussagekräftig quantifiziert werden. Dennoch kann qualitativ festgestellt werden, dass sich die Ausscheidungsichte dieser Zustände in einer ähnlichen Größenordnung wie jene des Grundwerkstoffes befindet.

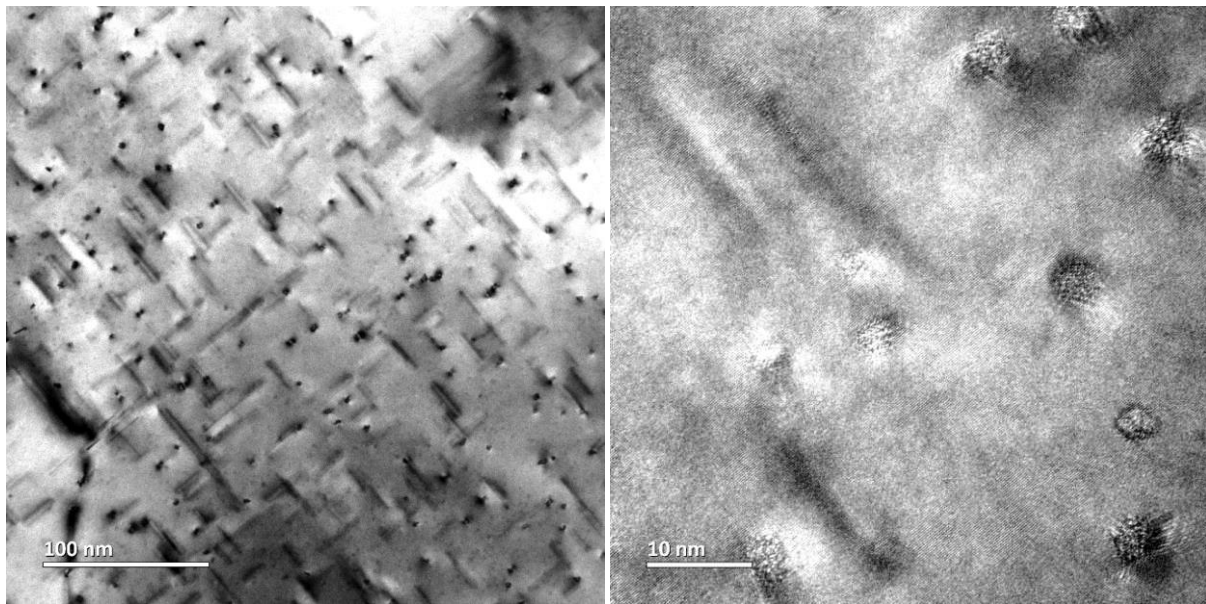


Abbildung 40: TEM-Bilder 22 mm einfach geschweißt: links) Hellfeld, rechts) HRTEM

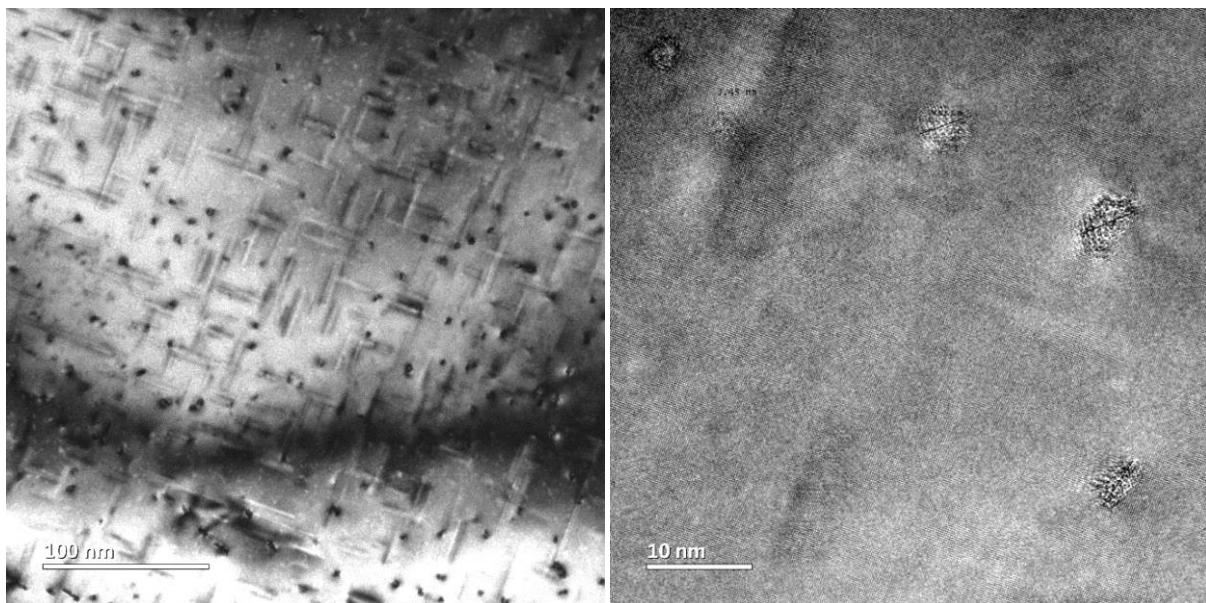


Abbildung 41: TEM-Bilder 22 mm doppelt geschweißt: links) Hellfeld, rechts) HRTEM

Die in Abbildung 42 und Abbildung 43 dargestellten einfach und doppelt geschweißten Zustände 16 mm von der Stoßmitte, lassen einen deutlich veränderten Ausscheidungsstatus erkennen. Die Ausscheidungen sind hier auf einen mittleren Durchmesser von 5,2 nm bzw. 5,7 nm und auf eine Länge von 89 nm bzw. 109 nm angewachsen. Die Ausscheidungsichte ist dabei etwa um den Faktor 10 geringer als beim Grundwerkstoff. Zwar ermöglicht die Untersuchung hier die genaue Bestimmung der Ausscheidungsphase nicht, optisch zeigen diese aber die Gestalt von β' -Ausscheidungen.

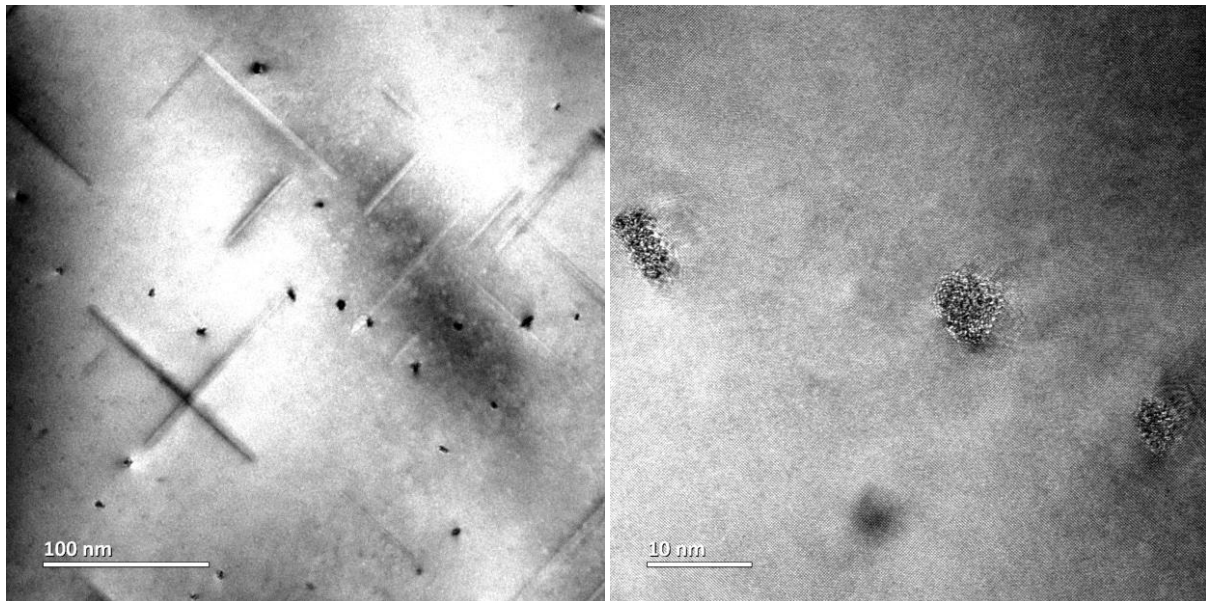


Abbildung 42: TEM-Bilder 16 mm einfach geschweißt: links) Hellfeld, rechts) HRTEM

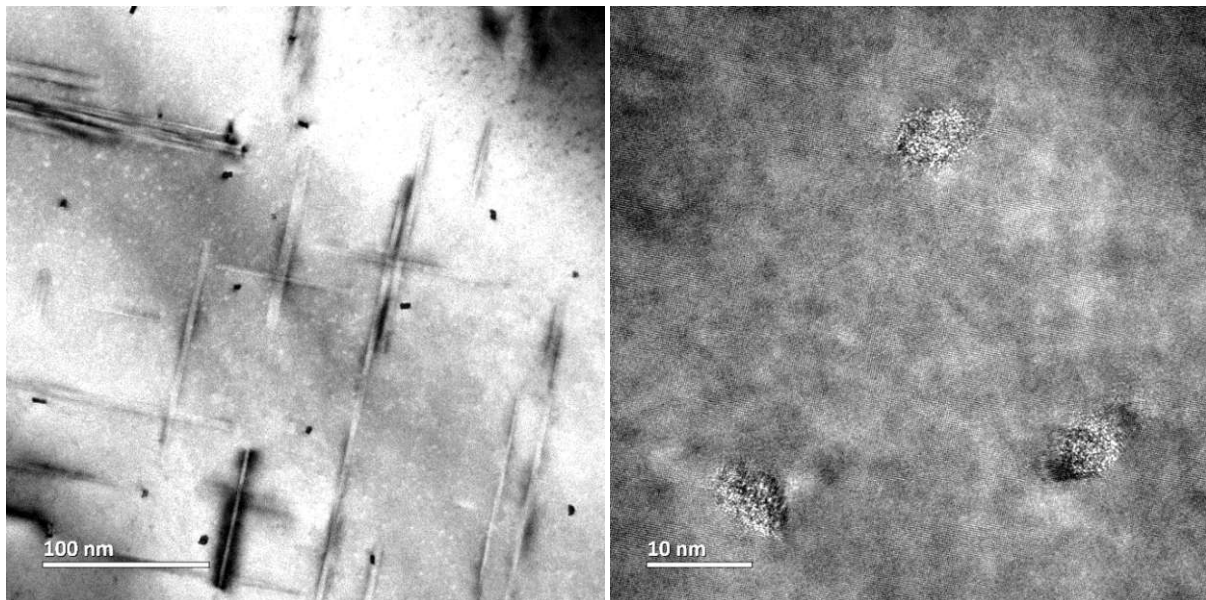


Abbildung 43: TEM-Bilder 16 mm doppelt geschweißt: links) Hellfeld, rechts) HRTEM

6.4 Ergebnisse der MatCalc-Simulation

Abbildung 44 gibt die berechneten Gleichgewichtszustände der einzelnen Ausscheidungsformen wieder. Daraus lässt sich ablesen, dass β'' ab einer Temperatur von 297 °C und β' ab einer Temperatur von 425 °C nicht mehr stabil sind und aufgelöst werden. Ab einer Temperatur von 504 °C sind auch β -Ausscheidungen nicht mehr stabil und die Legierungselemente werden vollständig im Aluminiumkristall gelöst.

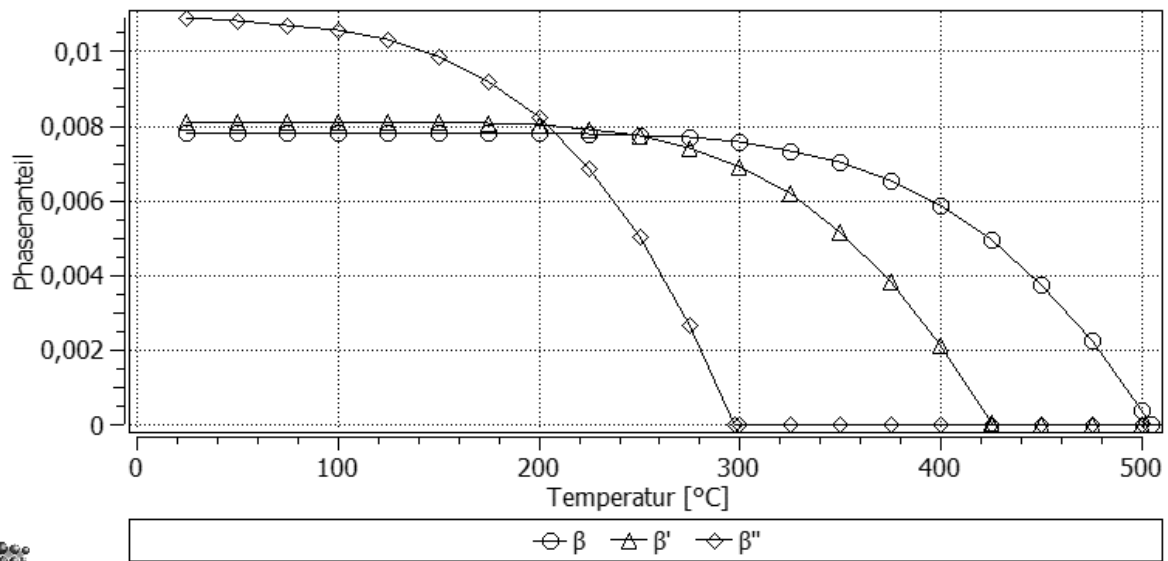


Abbildung 44: Simulierte Gleichgewichtszustände der Ausscheidungsformen

Die Simulation der Mikrostrukturentwicklung führte zu Ergebnissen, welche von den experimentell ermittelten Werten stark abweichen. Hier zeigte sich, dass bei der Berechnung die Ausscheidungen beim Schweißprozess zu schnell aufgelöst werden und die daraufhin neu gebildeten Teilchen wesentlich kleiner sind als jene, die an der reellen Probe vorliegen. Ebenso ist eine direkte Umwandlung von β'' in β' derzeit nicht in der Software implementiert, sodass über das, von der Realität abweichende, Auflösen und Neubilden der Ausscheidungen kleinere Teilchen entstehen als bei der tatsächlichen direkten Umwandlung und Vergrößerung. Auch durch die Anpassung diverser Simulationsparameter konnten in diesem Fall keine vergleichbaren Ergebnisse erzielt werden.

7 Diskussion

7.1 Charakterisierung der Schweißnaht

Abbildung 45 zeigt das durch die Messungen ermittelte und mithilfe der FE-Simulation erweiterte Temperaturfeld der untersuchten Rührreibschweißung. Dargestellt ist hier die Temperatur der Bauteiloberfläche der ersten Schweißung, wobei die Temperaturen der zweiten entsprechend der erhöhten Anfangstemperatur angehoben werden. Aus der wechselnden Schweißrichtung resultiert, dass die Abkühldauer zwischen den Schweißungen über die Länge der Naht steigt. Die damit verbundene Temperaturerhöhung der zweiten Schweißung variiert analog und liegt bei den untersuchten Proben und den folgenden Betrachtungen bei etwa 30 K. Die Maximaltemperatur am Rand des FSW-Werkzeuges von etwa 470 °C deckt sich mit den Literaturwerten [22] und im Vergleich zum Schmelzschweißen (Abbildung 12) entsteht ein deutlich schmäleres Temperaturfeld, was auf den geringeren Wärmeeintrag hindeutet.

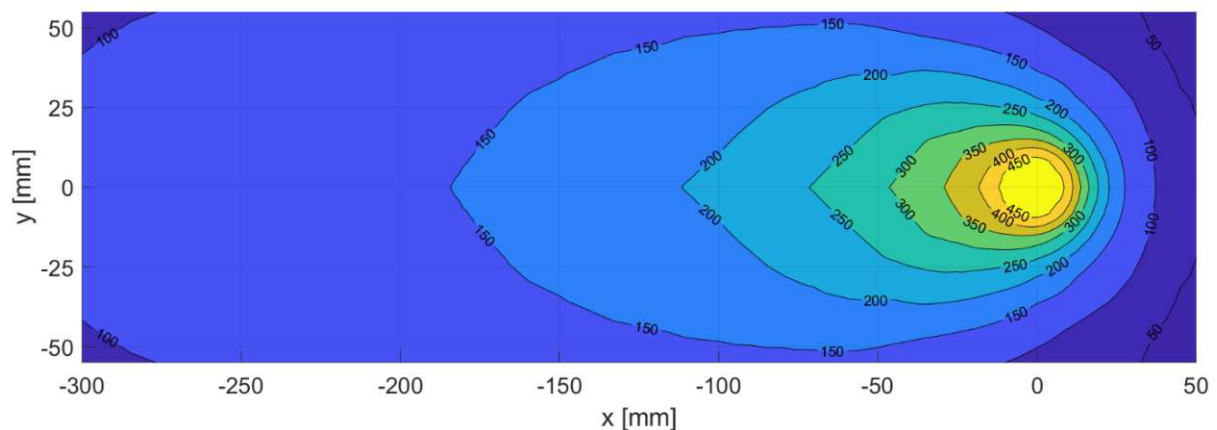


Abbildung 45: Temperaturfeld der ersten Schweißung [°C]

Werden die bestimmten Spitzentemperaturen dem Härteverlauf gegenübergestellt, kann die lokale Entfestigung mit dem entsprechenden Wärmeeinfluss in Verbindung gebracht werden. Ab einem Abstand von etwa 35 mm zur Nahtmitte konnte kein wesentlicher Abfall der Härte gemessen werden, womit die ermittelte Breite der Wärmeeinflusszone im Bereich der Normwerte liegt. Folglich zeigt sich, dass die Gebiete, die eine Temperatur von etwa 250 °C nicht überschreiten, kaum entfestigt werden.

Im in Abbildung 46 gezeigten Bereich der Nahtoberseite stellt sich das Härteminimum bei einem Abstand von 16 mm zur Stoßmitte ein. Die hier maximal auftretende Temperatur bei der zweiten Schweißung beträgt etwa 370 °C. Aus den TEM-Untersuchungen geht hervor, dass in diesem Bereich die Ausscheidungen stark anwachsen, in β' umgewandelt werden und deren Anzahl auf etwa 10 % des Ausgangszustandes abfällt.

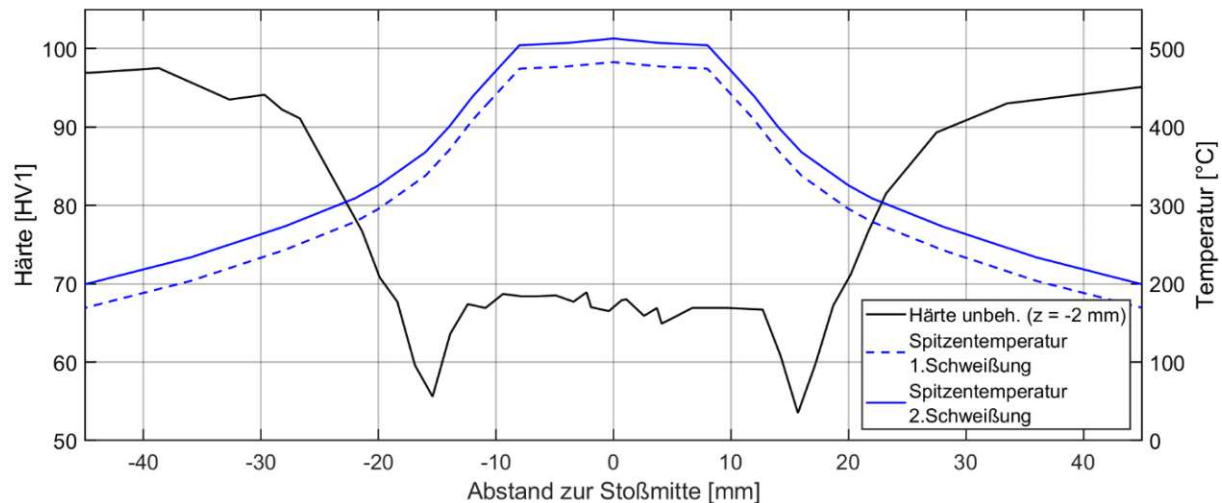


Abbildung 46: Härteverlauf der unbehandelten Schweißnaht und Spitzentemperatur der Schweißung

Durch das Zusammenführen der einzelnen Härteverläufe konnte die in Abbildung 47 dargestellte Härteverteilung erstellt und der Geometrie des Nuggets, welche mithilfe der Ätzungen ermittelt wurde, gegenübergestellt werden. Dabei zeigt sich, dass die Bereiche der minimalen Härte etwa 5 mm außerhalb des Nuggets beginnen und damit im Gebiet der Wärmeeinflusszone liegen. Der in der Nahtmitte entstehende Bereich mit annähernd konstanter Härte deckt sich sehr gut mit dem Nugget. Neben einer Verfestigung dieser Zone durch die veränderte Kornstruktur kann der vom Minimum ausgehende Anstieg der Härte durch eine Kaltauslagerung in diesem Bereich, welche auch von [28] festgestellt wurde, begründet werden. Der dazu notwendige übersättigte Zustand wird auch durch die Reaktion dieses Gebietes auf die Warmauslagerung bestätigt.

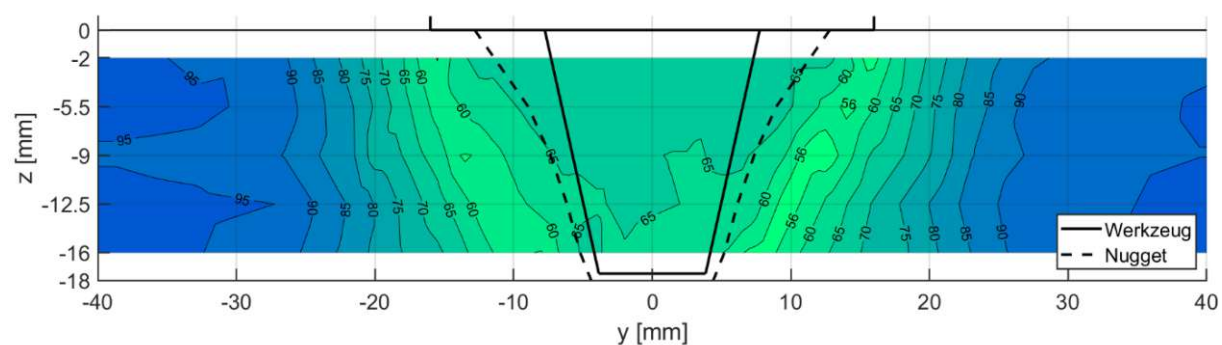


Abbildung 47: Härteverteilung der FSW-Naht [HV1]

7.2 Einfluss der Wärmebehandlungen

Mit den durchgeführten Warmauslagerungen wurde vor allem die Dehngrenze der FSW-Verbindung deutlich angehoben. Der maximale Anstieg konnte durch eine Auslagerung der Proben bei 180 °C für 6 h und damit etwa 80 % der Grundwerkstoffsfestigkeit erreicht werden. Der Vergleich unterschiedlicher Auslagerungstemperaturen lässt erkennen, dass Temperaturen unter 180 °C nur einen geringen Festigkeitszuwachs generierten. 180 °C bis 200 °C stellte den optimalen Bereich dar, bevor bei höheren Temperaturen wieder eine verringerte Steigerung der mechanischen Eigenschaften erzielt wurde. Da bei einer Auslagerungsdauer von einer Stunde eine vollständige Durchwärmung erst kurz vor dem Abkühlen erreicht wird, konnten bei dieser Wärmebehandlung kaum Veränderungen hervorgerufen werden. Längere Wärmebehandlungen führten zu besseren Ergebnissen, wobei der Zuwachs bei einer Verlängerung von 3 h auf 6 h Auslagerung relativ wenig zusätzliche Festigkeitssteigerung bewirkte.

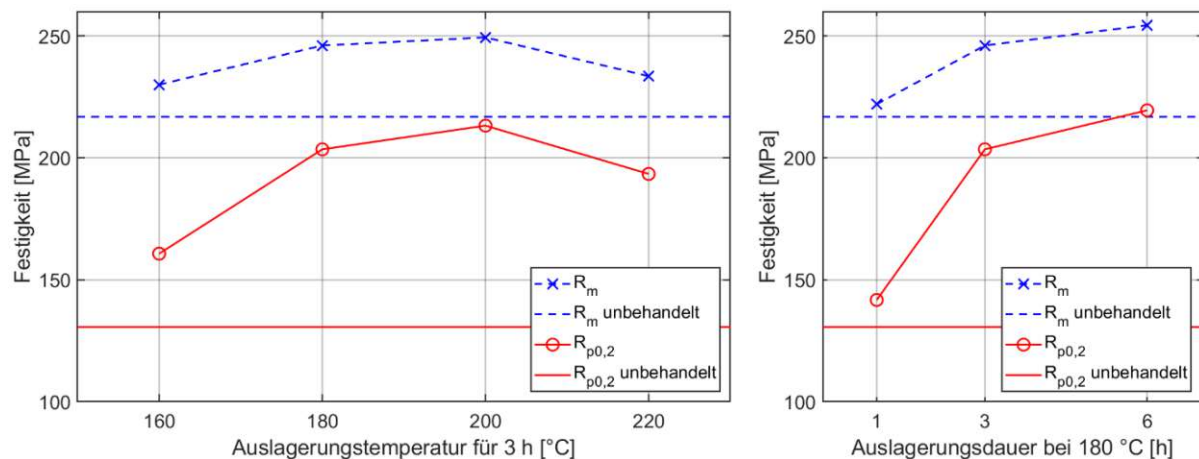


Abbildung 48: Festigkeitssteigerung der FSW-Naht durch Warmauslagern

Eine am reinen Grundwerkstoff durchgeführte zusätzliche Warmauslagerung bei 180 °C für 3 h bewirkte einen leichten Anstieg der Festigkeit. Auch die Härteprüfungen zeigten im Bereich des Grundwerkstoffes kaum Veränderungen durch die verschiedenen Wärmebehandlungen, sodass hier eine Schwächung des Materiales ausgeschlossen werden kann.

An den Härteverläufen ist zu erkennen, dass vor allem der Bereich des Nuggets sehr gut auf die Warmauslagerung reagiert und die Härte des Grundwerkstoffes erreicht werden konnte. Das deutet auf eine weitgehende Auflösung der Ausscheidungen beim Schweißen in dieser Zone hin. In jenem Bereich der Wärmeeinflusszone, der durch den Schweißprozess am stärksten geschwächt wurde, konnte zwar die Härte angehoben werden, allerdings wurden die Werte des Grundmaterials nicht erreicht. Dadurch verblieb ein Minimum der Härte von etwa 70 HV1 in diesem Bereich. Hier wird ein bedeutender Teil des ausscheidungs-fähigen Legierungsanteil durch die Bildung von β' Ausscheidungen

gebunden, sodass bei der erneuten Auslagerung nur ein verringerter Teil für die Bildung festigkeitssteigernder Teilchen zur Verfügung steht. Die TEM-Untersuchungen bestätigen die Überalterung in diesem Gebiet.

Festzuhalten ist, dass vor und nach den Wärmebehandlungen die Schweißnaht aufgrund des variierenden thermischen und mechanischen Einflusses Gebiete unterschiedlicher Festigkeit aufweist. Bei den durchgeführten Querzugversuchen kam es aufgrund dieser Inhomogenität zu einer lokalen plastischen Verformung in den schwächeren Bereichen, während andere Bereiche noch elastisch verformt wurden. Da die Dehnungsmessung, wie in Abbildung 49 gezeigt, jedoch global über die verschiedenen Nahtbereiche hinweg erfolgte, stellt der damit bestimmte Wert keine lokal auftretende Dehnung dar. Die daraus erstellten Spannungsdehnungskurven und abgeleiteten Dehngrenzen können daher nicht einem bestimmten Nahtbereich bzw. Werkstoffzustand zugeordnet werden, sondern beschreiben das gesamtheitliche Verhalten der Schweißnaht unter einer Zugbelastung. Die ermittelten Festigkeitswerte sind damit als Absolutwerte nicht aussagekräftig, können jedoch für relative Betrachtungen und zur Bestimmung der Auswirkungen einer Warmauslagerung auf die FSW-Naht herangezogen werden.

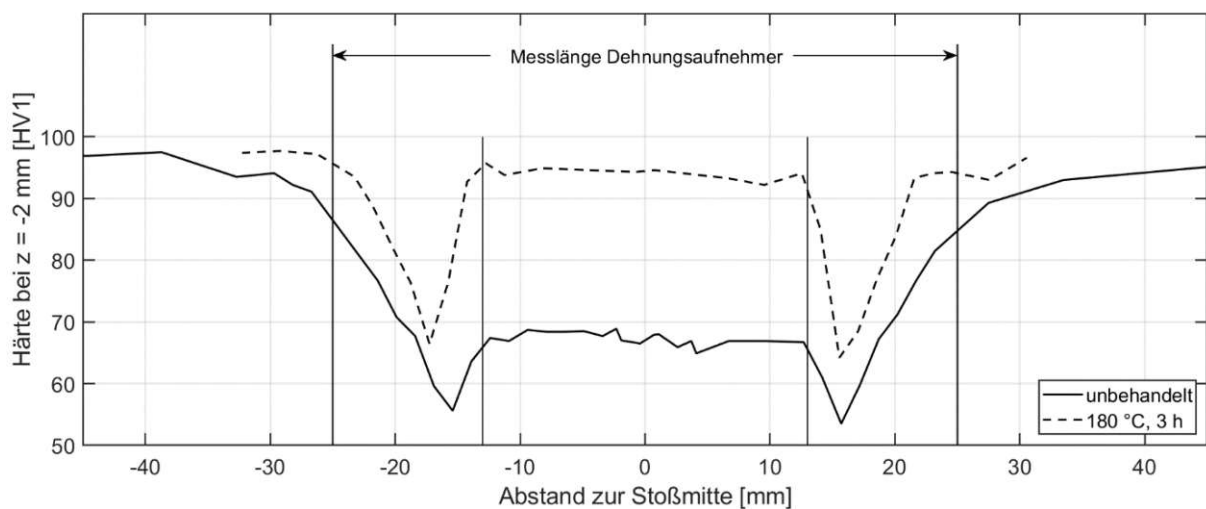


Abbildung 49: Inhomogenität der Zugprobe im Bereich der Dehnungsmessung

Die ermittelte Bruchdehnung der FSW-Nähte unterliegt ebenso den Effekten der inhomogenen Zugprobe. Da durch die Nachbehandlung der Schweißnaht die Nahtmitte deutlich verfestigt und der verbleibende geschwächte Bereich damit schmaler wird, verformt sich beim Zugversuch an diesen Proben nur ein kleineres Gebiet plastisch. Daraus folgt eine verringerte Bruchdehnung an den wärmebehandelten Schweißnähten, was durch die Ergebnisse der Zugversuche widerspiegelt wird.

7.3 Einfluss der doppelten Schweißung

Die Druckversuche und TEM-Untersuchungen haben ergeben, dass eine zweite Überschweißung bei gleicher Spitztemperatur nur zu einer geringen Vergrößerung der Ausscheidungen in der Wärmeeinflusszone führt und keinen wesentlichen Einfluss auf die Festigkeit dieser hat. Wird jedoch, wie beim verwendeten Probenmaterial, die zweite Schweißung direkt nach der ersten durchgeführt, entstehen höhere Temperaturen, welche zu einem weiteren Festigkeitsverlust führen. Daraus lässt sich schließen, dass bei fehlerfreien FSW-Nähten im Wesentlichen die auftretende maximale Temperatur $T_{\max}$ für die Endfestigkeit der Wärmeeinflusszone ausschlaggebend ist.

Tabelle 9: Einfluss der doppelten Schweißung

Temperaturprofil	$T_{\max}$ [°C]	$R_{dp0,2}$ [MPa]	Ausscheidungsdurchmesser [nm]
22 mm einfach	275	244	4,1
22mm doppelt	275	235	4,6
16 mm einfach	340	153	5,2
16 mm doppelt	340	164	5,7
16 mm doppelt + 30 K	370	138	-

Die erhöhte Temperatur der zweiten Schweißung hat damit auch einen Einfluss auf die erreichbare Endfestigkeit der Naht nach einer Wärmenachbehandlung. Sollen aus den hier gewonnen Erkenntnissen Rückschlüsse auf eine einfach geschweißte FSW-Verbindung gezogen werden, ist festzuhalten, dass die erreichten Spitztemperaturen einer einfach geschweißten Naht ebenso zu einer Überalterung führen, welche nicht vollständig durch reines Warmauslagern zurückgebildet werden kann. Daher wird sich bei warmausgelagerten einfachen FSW-Nähten ein ähnlicher Verlauf der Härte wie bei den hier untersuchten Proben einstellen.

7.4 Gegenüberstellung der MatCalc-Simulation

Die Gleichgewichtsberechnung konnte zeigen, dass im Bereich der minimalen Härte aufgrund der auftretenden Temperaturen β'' Ausscheidungen nicht mehr stabil sind und β' entsteht. Dies deckt sich mit den Ergebnissen der TEM-Untersuchungen dieses Zustandes. Weiters ist die durch den verringerten Phasenanteil bei erhöhter Temperatur hervorgerufene Auflösung der Ausscheidungen in Übereinstimmung mit den experimentellen Erkenntnissen und wird vom Festigkeitszuwachs durch die Warmauslagerung nach dem Schweißen bestätigt.

8 Zusammenfassung und Ausblick

In dieser Arbeit wurde eine mögliche Festigkeitssteigerung, welche durch eine Warmauslagerung von Rührreibschweißungen erzielt werden kann, betrachtet. Dabei konnte bestätigt werden, dass sich die mechanischen Eigenschaften auch ohne Lösungsglühen verbessern lassen.

Die durchgeführten Versuche zeigen, dass durch entsprechende Wärmenachbehandlungen die Festigkeit von Rührreibschweißungen an Bauteilen aus 6005A-T6 deutlich angehoben werden kann. Eine Auslagerung bei 180 °C für 6 h konnte die Dehngrenze der untersuchten doppelt geschweißten FSW-Naht um 68 % und die Zugfestigkeit um 17 % erhöhen. Damit wird etwa 80% der Grundwerkstoffsfestigkeit erreicht. Die Eigenschaften des die Naht umgebenden Grundwerkstoffes werden dabei nicht verschlechtert, sodass diese Nachbehandlung sowohl lokal an der Naht als auch an kompletten Bauteilen anwendbar ist. Dadurch ergibt sich eine mit geringem Aufwand verbundene Möglichkeit die Belastbarkeit von Schweißbaugruppen zu erhöhen und im Umkehrschluss das Potential die Nahtdicke und damit das Gewicht zu reduzieren.

Aus den Härtemessungen geht hervor, dass an den Bereichen der höchsten Entfestigung die Werte des Grundwerkstoffes nicht erreicht werden können und deshalb Gebiete verringerter Festigkeit erhalten bleiben. Da das Nahtzentrum sehr gut auf die Warmauslagerung reagiert, werden die geschwächten Bereiche durch die Nachbehandlung schmaler und es entsteht eine metallurgische Kerbe im Bauteil. Daher kann aus dem ermittelten statischen Festigkeitsanstieg kein direkter Schluss auf die Ermüdungsfestigkeit gezogen werden. Durch Schwingversuche könnte bestimmt werden, ob sich eine Wärmenachbehandlung auch positiv auf das Ermüdungsverhalten von FSW-Nähten auswirken würde.

Wird ein Bauteil doppelt überschweißt, führt die zweite Schweißung, sofern die Bauteile zwischen den Arbeitsschritten vollständig auskühlen können und die Spitzentemperaturen daher gleichbleiben, nur zu geringen Veränderungen. Die Festigkeit ist dabei annähernd ident mit einer einfach geschweißten Verbindung. Erfolgt die zweite Überschweißung jedoch direkt nach der ersten, entstehen durch die Vorwärmung höhere Spitzentemperaturen, welche eine stärkere Entfestigung zur Folge haben.

9 Literaturverzeichnis

- [1] F. Ostermann, Anwendungstechnologie Aluminium, Meckenheim: Springer, 2014.
- [2] E. Roos, K. Maile und M. Seidenfuß, Werkstoffkunde für Ingenieure, Stuttgart: Springer, 2015.
- [3] H.-J. Bargel und G. Schulze, Werkstoffkunde, Berlin: Springer, 2018.
- [4] G. Gottstein, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Berlin: Springer, 2014.
- [5] Gesamtverband der Aluminiumindustrie, Wärmebehandlung von Aluminiumlegierungen, Düsseldorf, 2007.
- [6] C. Kammer, Aluminium Taschenbuch 1: Grundlagen und Werkstoffe, Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 1998.
- [7] G. Schulze, Die Metallurgie des Schweißens, Berlin: Springer, 2010.
- [8] T. Petkov, D. Künstner, T. Pabel, K. Faerber, C. Kneißl und P. Schumacher, „Erweiterung des Eigenschaftspotentials der Legierung Al Mg5Si2Mn durch eine gezielte Wärmebehandlung,“ *Berg Huettenmaenn Monatshefte*, Bd. 158, Nr. 3, pp. 104-112, 2013.
- [9] K. P. S. Chauhan, „Influence of Heat Treatment on the Mechanical Properties of Aluminum Alloys (6xxx Series): A Literature Review,“ *International Journal of Engineering Research & Technology*, Bd. 6, Nr. 3, pp. 386-389, 2017.
- [10] G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop und M. J. Couper, „The precipitation sequence in Al-Mg-Si Alloys,“ *Acta mater.*, Bd. 46, Nr. 11, pp. 3893-3904, 1998.
- [11] C. D. Marioara, S. J. Andersen, T. N. Stene, H. Hasting, A. Walmsley, T. J. Van Helvoort und R. Holmestad, „The effect of Cu on precipitation in Al-Mg-Si alloys,“ *Philosophical Magazine*, Bd. 87, Nr. 23, pp. 3385-3413, 2007.
- [12] Hydro Innovation & Technology, Werkstoffdatenblatt - Stranggepresste Profile Legierung EN AW-6005A [AlSiMg(A)], Finspång, 2018.
- [13] E. Kozeschnik, Vorlesung Fügetechnik, TU Wien: Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie, 2020.
- [14] U. Dilthey, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2, Aachen: Springer, 2005.
- [15] Gesamtverband der Aluminiumindustrie, Der Werkstoff Aluminium, Düsseldorf, 2004.

- [16] C. Kammer, Aluminium Taschenbuch 3: Weiterverarbeitung und Anwendung, Berlin: Beuth Verlag, 2014.
- [17] R. S. Mishra und P. S. De Nilesh Kumar, Friction Stir Welding and Processing Science and Engineering, Denton: Springer, 2014.
- [18] A. Bachmann, „Regelung der Temperatur beim Rührreibschweißen,“ TU München, 2020.
- [19] J. P. Davim, Welding Technology, Aveiro: Springer, 2021.
- [20] Deutsches Institut für Normung, *DIN EN ISO 25239-1: Rührreibschweißen - Aluminium - Teil1: Begriffe*, 2020.
- [21] J. Cheng, G. Song, X. Zhang, C. Liu und L. Liu, „Review of Techniques for Improvement of Softening Behavior of Age-Hardening Aluminum Alloy Welded Joints,“ *Materials*, Bd. 14, Nr. 19, p. 5804, 2021.
- [22] R. Mishra und Z. Ma, „Friction stir welding and processing,“ *Materials Science and Engineering*, Bd. 50, Nr. 1, pp. 1-78, 2005.
- [23] S. Malopheyev, I. Vysotskiy, V. Kulitskiy, S. Mironov und R. Kaibyshev, „Optimization of processing-microstructure-properties relationship in friction-stir welded 6061-T6 aluminum alloy,“ *Materials Science & Engineering A*, Bd. 662, pp. 136-143, 2016.
- [24] A. Simar, Y. Bréchet, B. de Meester, A. Denquin und T. Pardoen, „Microstructure, local and global mechanical properties of friction stir welds in aluminium alloy 6005A-T6,“ *Materials Science and Engineering*, Bd. 486, Nr. 1, pp. 85-95, 2008.
- [25] F. Bernhard, Handbuch der Technischen Temperaturmessung, Ilmenau: Springer, 2014.
- [26] E. Kozeschnik, „Mean-Field Microstructure Kinetics Modeling,“ *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys*, Bd. 4, pp. 521-526, 2022.
- [27] N. Bayat, T. Carlberg und M. Cieslar, „In-situ study of phase transformations during homogenization of 6005 and 6082 Al alloys,“ *Journal of Alloys and Compounds*, Bd. 725, Nr. 8, pp. 504-509, 2017.
- [28] P. Dong, D. Sun und H. Li, „Natural aging behaviour of friction stir welded 6005A-T6 aluminium alloy,“ *Materials Science & Engineering*, Bd. 576, pp. 29-35, 2013.

10 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Verfahrensschema des Rührreibschweißen [1]	1
Abbildung 2: Wagenkasten in Integralbauweise aus Aluminiumprofilen [1].....	6
Abbildung 3: Versetzungsbewegung [3].....	7
Abbildung 4: Ablauf der Aushärtung einer Aluminiumlegierung: a) quasibinäres Phasendiagramm, b) Temperaturverlauf, c) Entwicklung der Festigkeit [3]	8
Abbildung 5: Ausscheidungsstadien beim Auslagern [1]	10
Abbildung 6: Schneiden und Umgehen in Abhängigkeit vom Teilchenradius [8]	10
Abbildung 7: Si- und Mg-Gehalt technisch eingesetzter Legierungen [1]	12
Abbildung 8: Ausscheidungsreihenfolge von Mg-Si-Aluminiumlegierungen [1] [10]	12
Abbildung 9: Entwicklung der Festigkeit von 6005A beim Auslagern ($t = 2 \text{ mm}$) [12].....	14
Abbildung 10: Unterteilung der Schweißverfahren nach DIN 8580 und DIN 8593-6	15
Abbildung 11: Verfahrensschemen: links) MSG-Schweißen, rechts) WIG-Schweißen [15].....	16
Abbildung 12: Temperaturfelder beim Schmelzschweißen: links) Stahl, rechts) Aluminium [14]	17
Abbildung 13: Prozessschritte des Rührreibschweißens [18]	19
Abbildung 14: Beispiele für FSW-Verbindungen [17].....	20
Abbildung 15: Doppelschulterwerkzeug [20]	21
Abbildung 16: Schweißzonen einer Schmelzschweißverbindung [13].....	22
Abbildung 17: Schweißzonen einer FSW-Naht [18]	23
Abbildung 18: a) Temperaturzyklen beim Schweißen, b) Härteverläufe nach dem Schweißen: A) nach anschließendem Kaltauslagern, B) nach anschließendem Warmauslagern [7]	26
Abbildung 19: Härteverlauf einer FSW-Naht mit und ohne nachträglicher Warmauslagerung bei 185°C für 3 h an a) 6082-T6 und b) 6082-T4 [1]	27
Abbildung 20: Härteverlauf von FSW-Nähten an 6005A-T6 mit und ohne nachträglicher Warmauslagerung bei 185°C für 6 h: links) kalte Naht, rechts) heiße Naht [24] (übersetzt)	27
Abbildung 21: Werkzeuggeometrie (vereinfachte Darstellung ohne Flankenprofil)	29
Abbildung 22: Koordinatensystem und Hauptschweißfolge der Probenplatten	29
Abbildung 23: Zugproben: oben) Grundwerkstoff, unten) geschweißte Probe	30
Abbildung 24: Verlauf der Kerntemperatur bei der Wärmebehandlung 180°C , 3 h.....	31
Abbildung 25: Probe in der Zugprüfmaschine mit angesetztem Dehnungsaufnehmer	32
Abbildung 26: Probenplan der unbehandelten Naht.....	33
Abbildung 27: Probenplan der wärmebehandelten Naht.....	33
Abbildung 28: drei Messpunkte: links) vor dem Schweißen, rechts) nach dem Schweißen.....	34
Abbildung 29: FE-Netz	39
Abbildung 30: Temperaturverlauf der ersten Schweißung (Abstand zur Stoßmitte $y = -36 \text{ mm}$)	42

Abbildung 31: Temperaturverlauf der ersten Schweißung (Abstand zur Stoßmitte $y = -22$ mm)	42
Abbildung 32: Temperaturverlauf der ersten Schweißung (Abstand zur Stoßmitte $y = -16$ mm)	42
Abbildung 33: Vergleich der Temperaturverläufe erste und zweite Schweißung	43
Abbildung 34: Härteverläufe der unbehandelten Schweißnaht	44
Abbildung 35: Härteverläufe bei $z = -2$ mm nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen	45
Abbildung 36: Bruchbild der Querkzugversuche	46
Abbildung 37: Spannungs-Dehnungsdiagramm der unbehandelten FSW-Naht und nach 3 h bei 180°C	46
Abbildung 38: oben) Makroätzung (nach Graff und Sargents) der unbehandelten Naht, unten) Mikroätzung (nach Weck): a) Grundwerkstoff, b) Bereich minimaler Härte, c) Nugget.....	48
Abbildung 39: TEM-Bilder Grundwerkstoff: links) Hellfeld, rechts) HRTEM	49
Abbildung 40: TEM-Bilder 22 mm einfach geschweißt: links) Hellfeld, rechts) HRTEM	50
Abbildung 41: TEM-Bilder 22 mm doppelt geschweißt: links) Hellfeld, rechts) HRTEM.....	50
Abbildung 42: TEM-Bilder 16 mm einfach geschweißt: links) Hellfeld, rechts) HRTEM	51
Abbildung 43: TEM-Bilder 16 mm doppelt geschweißt: links) Hellfeld, rechts) HRTEM.....	51
Abbildung 44: Simulierte Gleichgewichtszustände der Ausscheidungsformen	52
Abbildung 45: Temperaturfeld der ersten Schweißung [$^\circ\text{C}$]	53
Abbildung 46: Härteverlauf der unbehandelten Schweißnaht und Spitzentemperatur der Schweißung	54
Abbildung 47: Härteverteilung der FSW-Naht [HV1]	54
Abbildung 48: Festigkeitssteigerung der FSW-Naht durch Warmauslagern.....	55
Abbildung 49: Inhomogenität der Zugprobe im Bereich der Dehnungsmessung.....	56

11 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Aluminium-Legierungsgruppen nach DIN EN 573-1	5
Tabelle 2: Werkstoffzustände nach DIN EN 515	5
Tabelle 3: Festigkeit der Wärmeeinflusszone nach EN 1999-1	25
Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung des Probenmaterial [Gew.-%]	28
Tabelle 5: Verwendete Temperaturverläufe zur Probenherstellung [°C]	36
Tabelle 6: Härtewerte des Grundwerkstoffes	45
Tabelle 7: Ergebnisse der Zugversuche	47
Tabelle 8: Ergebnisse der Druckversuche.....	47
Tabelle 9: Einfluss der doppelten Schweißung.....	57

12 Anhang

A) Temperaturverläufe in tabellarischer Form

y \ x [mm]	Temperatur [°C]													
	-55	-45	-36	-28	-22	-20	-18	-16	-14	-12	-10	-8	-4	0
-100	31	31	31	30	30	30	30	30	30	30	30	30	30	30
-90	31	31	31	31	31	31	31	31	31	31	31	31	31	31
-80	31	32	32	33	33	33	33	33	33	33	33	33	34	34
-70	31	32	33	34	34	34	35	35	35	35	35	35	36	36
-60	33	35	37	39	40	40	40	40	41	41	41	42	42	43
-50	38	40	44	48	50	51	51	52	52	53	53	54	55	55
-45	41	40	45	53	59	61	62	63	65	66	66	67	69	70
-40	45	46	60	70	76	79	80	82	83	85	86	87	88	89
-35	48	52	73	85	93	95	98	100	102	103	105	106	108	109
-30	52	60	84	99	108	111	114	116	119	121	124	128	132	134
-25	57	69	95	112	122	125	133	140	146	152	156	161	166	168
-20	63	77	105	125	145	153	162	170	177	189	202	213	231	238
-15	69	87	116	139	173	182	195	214	233	251	268	283	309	324
-10	75	97	129	162	198	220	242	264	286	309	343	374	414	427
-8	77	101	134	171	212	235	258	281	303	340	376	406	445	458
-6	80	105	139	180	226	249	272	295	325	365	402	430	459	454
-4	82	108	144	187	238	261	285	309	345	385	420	451	456	452
-2	85	111	148	194	247	271	295	319	359	400	434	467	456	452
0	87	115	152	199	254	278	302	326	367	407	441	474	457	453
2	90	119	157	206	261	285	309	332	370	409	442	474	460	455
4	92	122	163	212	267	290	313	336	369	405	437	466	465	459
6	95	126	168	218	271	293	316	338	365	398	429	455	477	466
8	97	129	172	222	273	295	317	338	358	389	417	442	474	483
10	100	133	177	225	274	295	317	337	357	377	403	425	457	467
12	102	136	181	227	277	295	315	335	353	371	388	408	438	450
14	105	139	184	230	278	295	313	332	349	365	379	392	419	431
16	107	142	187	232	279	295	310	328	343	358	372	385	403	413
18	110	145	190	235	279	294	309	322	337	352	365	378	393	402
20	112	147	193	238	277	292	305	318	331	345	358	369	382	391
25	118	152	198	242	273	284	296	309	320	332	342	348	358	366
30	123	155	202	243	272	281	291	301	311	319	325	330	340	347
35	126	157	204	240	268	277	286	295	301	306	311	316	324	331
40	129	160	201	236	262	270	278	283	288	293	297	301	310	317
45	132	163	197	229	254	260	265	270	274	279	283	287	296	304
50	134	167	199	227	246	250	254	259	263	267	271	275	283	291
60	139	169	196	219	230	233	237	241	244	248	252	255	263	270
70	139	166	190	207	217	220	223	227	230	233	236	240	246	252
80	139	163	184	199	207	210	213	216	218	221	224	226	232	237
90	139	160	178	191	198	200	202	205	207	209	211	213	218	222
100	138	156	173	184	189	191	193	195	197	198	200	202	206	209
150	127	138	148	155	158	159	160	161	162	163	164	165	167	168
200	116	123	129	133	135	136	136	137	137	138	139	139	140	142
250	105	111	115	118	120	120	120	121	121	122	122	123	123	124
300	95	99	102	104	105	105	105	106	106	106	106	107	107	108
350	90	93	95	97	97	98	98	98	98	99	99	99	99	100
400	84	86	88	90	90	90	90	91	91	91	91	91	92	92

B) Ergebnisse der Zugversuche

Probe (Wärmebehandlung)	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{50} [%]
GW (unbehandelt)	272,9	310,3	17,5
GW (180 °C, 3 h)	290,9	318,7	19,9
FSW (unbehandelt)	130,6	216,8	7,6
FSW (160 °C, 3 h)	160,7	230,0	6,1
FSW (180 °C, 1 h)	141,7	222,0	7,4
FSW (180 °C, 3 h)	203,5	246,1	3,9
FSW (180 °C, 6 h)	219,5	254,4	3,5
FSW (200 °C, 3 h)	213,2	249,4	3,8
FSW (220 °C, 3 h)	193,4	233,5	7,9

