

**Grundlegende Untersuchung über ein neues
Schweißverfahren namens HFDB
(Hybrid Friction Diffusion Bonding)**

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur
(Dr.-Ing.)

vorgelegt der
Fakultät für Maschinenbau der
Technischen Universität Ilmenau

von Herrn

Dipl.-Ing. (FH) Arne Roos

geboren am 21.01.1968 in Karlsruhe/Deutschland

Zusammenfassung

Wissenschaftliche und technologische Fragestellungen im Bereich des Fügens von Werkstoffen in Transport- und Energieindustrie waren der Ausgangspunkt für die Entwicklung eines neuen Fügeverfahrens.

Das Fügen von ungleichartigen Werkstoffen ist mit Herausforderungen behaftet.

Integrale Strukturen in Flugzeugen benötigen Fügeverfahren, die in Festigkeit und Schmelzpunkt unterschiedliche Metalle wie Titan als Rissstopper sowie Aluminium als Rumpfschale verbinden können. Intermetallische Phasen der im Schmelzpunkt sowie Wärmeausdehnungskoeffizienten differierenden Metalle erschweren dies.

In Verbundstrukturen aus Aluminium und Kunststoffen mit Schichtdicken von wenigen zehntel Millimetern sollen die Aluminium-Schichten miteinander verbunden werden ohne den dazwischen liegenden Kunststoff zu zerstören.

Das Verbinden ungleichartiger Werkstoffe stößt bei herkömmlichen Fügeverfahren dann an seine Grenzen, wenn keine Adhäsion wie bei Klebungen, sondern eine Verbindung auf atomarer Ebene verlangt wird. Soll dazu noch makroskopisches Durchmischen der Fügepartner, sowie eine zu starke Wärmeenergieeinbringung unterbleiben, scheiden die meisten heutigen Fügeverfahren aus.

Die Fragestellung des Verbindens ungleichartiger Metalle führte im Rahmen der vorliegenden Arbeit zur Entwicklung eines neuen reib-/diffusionsbasierten Fügeverfahrens.

Basierend auf vorliegenden Erfahrungswerten des Rührreibschweißverfahrens (Friction Stir Welding, FSW) wurden Reibwerkzeuge hergestellt und an dünnen Aluminium / Aluminium Überlappverbindungen untersucht. Die ersten Vorversuche erzielten in der Werkstoffkombination Al / Al metallische Verbindungen. Da das neue Fügeverfahren ungleichartige Werkstoffe sowie Folienstärken fügen soll, sind weitere Werkstoffkombinationen untersucht worden. Im Zuge der Grundlagenuntersuchung hat das neue Verfahren Verbindungen mit gleichartigen und ungleichartigen Metallen (EN AW-Al Cu4Mg1; EN AW-Al Zn5,5MgCu; EN AW-1050A; X5 CrNi 18 10; Ti6Al4V; Magnesiumknetlegierung AZ31) in Dicken von 0,1 mm bis 0,7 mm ermöglicht. Die Anwendung des neuen Verfahrens am Mock-Up eines Rohrbündelwärmeübertragers war erfolgreich.

Die Charakterisierung des neuen Fügeverfahrens ist mit metallographischen sowie mechanischen Charakterisierungsverfahren (REM, μ CT, Nanoindenter, EDX, Schäl-/Scherzugversuche, optische Mikroskopie) durchgeführt worden.

Die Ergebnisse der EDX Untersuchungen zeigen, dass metallische Verbindungen sowohl bei den Al / Al als auch den Al / Ti Proben vorliegen.

Die vergleichenden Ergebnisse der mechanischen Charakterisierung mit dem Diffusionsschweißverfahren (Diffusion Bonding, DB) zeigen ähnliche Schälzugkräfte bei deutlich reduzierten Prozesstemperaturen und -zeiten für das neue Verfahren.

μ CT Untersuchungen weisen darauf hin, dass keine vertikale Durchmischung wie beim FSW vorliegt. Eine Gefügeuntersuchung in Verbindung mit einem analytischen Vergleich zum DB Verfahren zeigt, dass das neue Verfahren diffusionsbasiert arbeitet.

Abstract

Scientific and technological objectives in the area of joining of materials for the transportation and energy industry have been the motivation for the development of a new joining method.

For integral structures in aircraft a joining technology that is capable of joining metals which differ significantly in melting temperature and strength like titanium and aluminium is needed. In composite structures thin aluminium foils should be welded without degrading or destroying the intermediate polymers. Joining at low temperatures without mixing the joining partners is therefore desirable. Most of today's joining methods do not fulfil these requirements. In the course of this thesis a new joining technology named HFDB (Hybrid Friction Diffusion Bonding) has been developed. With this new joining technology the joining of similar and dissimilar materials of varying thicknesses (AA 2024 ; Al 7075; Al 99,5; 1.4301; Ti6Al4V; AZ31 in 0,1 mm up to 0,7 mm) as well as the manufacturing of a prototype for a heat-exchanger has been investigated. In addition a clamping set-up for the thin sheets has been developed and tested to avoid buckling during joining. Characterisation of the new bonding method has been established by means of metallographic procedures as well as mechanical testing (REM, μ CT, Nanoindenter, EDX, peel- and shear tensile tests, optical microscopy).

Results of EDX as well as nano-indentation show a metallic joint in Aluminium / Aluminium as well as Aluminium / Titanium joints.

A comparison of HFDB and DB results of the mechanical characterisation show comparable peel results at a significant lower heat input and processing time for HFDB. μ CT results show no vertical mixing of the materials across the bonding line. Only horizontal movement of the marker material can be observed. A micro structural investigation in combination with an analytical comparison shows a diffusion dominated joining mechanism.

Furthermore the energy input and the bonding mechanism of the new joining process has been investigated by comparing experimental and analytical data.

DB (Diffusion Bonding) has been used as a basis to correlate as well as verify the conclusions and further understand the diffusion based bonding mechanism of the new process.

Gliederung

1	Einleitung	10
1.1	Motivation.....	10
1.2	Zielsetzung.....	12
1.3	Stand der Technik.....	13
1.3.1	Diffusionsschweißen	13
1.3.2	Rührreibschweißen (FSW).....	18
1.3.3	Diffusionsmechanismen.....	20
2	Arbeitshypothese, methodischer Ansatz, Werkstoffe und Geräte	21
2.1	Arbeitshypothese	21
2.2	Methodischer Ansatz.....	22
2.3	Werkstoffe.....	23
2.3.1	Auswahlkriterien.....	23
2.4	Schweißsysteme	26
2.4.1	Diffusionsschweißsystem.....	26
2.4.2	Robotik Reibschweißsystem	28
2.5	Metallografische Charakterisierung.....	30
2.5.1	Lichtmikroskop.....	30
2.5.2	Raster-Elektronen-Mikroskop (REM)	30
2.6	Mechanische Charakterisierung.....	31
2.6.1	Scher- und Schälzug.....	31
2.6.2	Nanoindentation.....	32
2.7	Messung der HFDB Prozesskräfte.....	33
2.8	Messung der HFDB Prozesstemperatur	33
2.9	Mikrocomputer-Tomographie	35
3	Ergebnisse	37
3.1	HFDB: Prozessbeschreibung und Prinzipien	37
3.2	HFDB Werkzeug	38
3.3	HFDB Parameter-Matrix.....	41
3.3.1	HFDB Prozessparameter.....	41
3.3.2	HFDB Strategie der Versuchsplanung	41
3.3.3	HFDB Parameterliste	42
3.4	HFDB Prozessparameter und Temperaturentwicklung	43
3.5	HFDB Prozessparameter und Streckenenergie	52

3.6	HFDB: Charakterisierung der Verbindungen.....	53
4	HFDB Mikrostruktur.....	54
4.1	HFDB Werkstofffluss.....	60
4.2	HFDB Grenzfläche	63
4.2.1	Chemische Grenzflächeneigenschaften	63
4.2.2	Mechanische Grenzflächeneigenschaften	64
4.3	HFDB mechanische Eigenschaften.....	69
4.4	HFDB Versagensverhalten AA 7075 / Ti6Al4V	72
4.5	DB Prozessparameter.....	76
4.5.1	DB Probenvorbereitung	77
4.5.2	DB Ergebnisse	78
4.5.3	DB Mikrostruktur	79
5	Eigenschaftsvergleich DB/HFDB.....	81
5.1	Schälzugversuche.....	81
5.1.1	AA 7075 / AA 2024	82
5.1.2	AA 7075 / 1.4301	83
5.2	Scherzugversuche	84
5.2.1	AA 2024 / 1.4301	84
5.3	HFDB / DB Bindemechanismen.....	85
5.4	HFDB / DB Mikrogefügevergleich	91
6	Zusammenfassung und Schlussfolgerung	93
7	Ausblick.....	95
8	Referenzen.....	97
9	Anhang.....	100
	Nomenklatur	100
	Liste der Tabellen und Abbildungen.....	100
	Erläuterung aller im Text auftretenden Formelzeichen.....	109
	Plausibilitätsbetrachtung Temperaturmessung	111
	Plausibilitätsbetrachtung Eigenspannung	116
	Korngrößenbestimmung nach dem Kreisverfahren	117
	Metallografische Probenvorbereitung	121
	Chemische Messungen Grundwerkstoffe	122
	Rauheitsmessungen DB Proben.....	122

1 Einleitung

1.1 Motivation

Große Steifigkeit und geringes Gewicht bei ökonomischer und ökologischer Verwendung des zur Verfügung stehenden Werkstoffs sind die Hauptkriterien in der Auslegung von Leichtbau Konstruktionen in unterschiedlichsten Industriesektoren. Während zum Beispiel im Flugzeugbau die für den Betreiber zu erwartenden Investitionskosten und vor allem die dadurch verbundenen laufenden Betriebskosten mit dem Gewicht des Produktes Flugzeug recht eng korreliert sind, ist dies beim Automobilbau nicht an erster Stelle maßgeblich für den Einsatz von Leichtbau. Hier wie dort sind die geringeren Kosten für den Leichtbauwerkstoff und eine möglichst ökonomische Produktion der ausschlaggebende Faktor.

Vor allem die gut berechenbaren Eigenschaften von metallischen Verbindungen haben die Füge-technologie zum wichtigen Werkzeug des Leichtbaukonstruktors werden lassen.

Die Festphasenfügeverfahren zum Fügen von Metallen mit unterschiedlichen Schmelzpunkten haben ihre Position als Sonderschweißverfahren in den letzten Jahren ausbauen können.

An erster Stelle sind hier die Anwendungen für das Diffusionsschweißen und die Reibschweißverfahren im Flugzeugbau (Fahrwerksteile, Triebwerksteile, Superplastische Umformung), sowie im Fahrzeugbau (Fahrwerksteile, Motoren- und Getriebeteile, Airbagpatronen) zu nennen.

Vor allem die nachstehend beschriebenen Vorteile des Reib- und Diffusionsschweißens sowie des FSW (Friction Stir Welding) Verfahrens machen die Festphasenfügeverfahren für den Konstrukteur interessant.

Beim Reibschweißen bewirkt das Fügen ohne lokales Aufschmelzen, dass die Fügeebene eine dem Grundwerkstoff entsprechende Mikrostruktur aufweist. Der Einsatz von niedrigeren Temperaturen als beim Schmelzschweißen in Verbindung mit hohen Prozesskräften normal zum Reibpartner vermindert metallurgische Reaktionen, die zu Schweißfehlern wie Rissbildung, Porosität oder intermetallischen Phasen führen können. Bei optimal eingestellten Prozessparametern ist in den beiden vorgenannten Verfahren beim Fügen gleichartiger Werkstoffe die Fügeebene nicht mehr vom Grundwerkstoff zu unterscheiden. Der Fügebereich besitzt dann die Festigkeitseigenschaften und die Korrosionsbeständigkeit des Grundwerkstoffs.

Das Diffusionsschweißverfahren kann die meisten Metall- und einige Nichtmetallwerkstoffe artgleich und artungleich miteinander verbinden. Es werden aufgrund der niedrigen Prozesskräfte nur minimale mechanische Verformungen in die Werkstücke eingebracht. Da das gesamte Werkstück den Temperaturzyklus erträgt sind auch keine Temperaturgradienten vorhanden, die zu Verformungen führen können.

Wie alle Fügeverfahren ist das Diffusionsschweißen mit prozessbedingten Einschränkungen behaftet. Eine in den meisten Fällen lang andauernde Prozess- und Beschickungszeit schränkt einen hohen Durchsatz in der Diffusionsschweißanlage ein. Die notwendige Diffusionsschweißanlage ist eine komplexe und damit teure Vorrichtung mit hohen Investitionskosten. Ferner ist die Größe des zu fügenden Bauteils durch die Größe der Vakuumkammer der Diffusionsschweißanlage begrenzt. Auch wird das Bauteil in seiner Gesamtheit

dem Temperaturprofil des Schweißprofils unterworfen und folgt in seiner Gefügeumwandlung vollständig der Schweißzone.

Heutzutage werden das Diffusionsschweißen sowie das Reibschweißen vom herkömmlichen Fügen einfacher Geometrien bis hin zum Fügen von Getriebeteilen sowie neuer Entwicklungen in den Bereichen der Medizintechnik und Sensorik eingesetzt.

Das FSW Verfahren erzeugt keine gesundheitsschädlichen Strahlungen und Dämpfe. Es verursacht keine Spritzer oder Schlacke und die FSW Naht muss – zumindest für Aluminiumschweißungen- nicht durch Gase geschützt werden. Die dem Verfahren eigenen niedrigen Prozesstemperaturen ermöglichen das Verschweißen von Legierungen, die mit herkömmlichen Schmelzschweißverfahren nicht verschweißt werden können.

Neben einer guten Energieausnutzung sowie der Robustheit eines mechanischen Fügeverfahrens hat das FSW prinzipbedingte Nachteile, die das Verfahren für die anvisierten Anwendungen ausgeschlossen haben. Der Stift der FSW Werkzeuge dringt bei einer Überlappverbindung in den zuunterst liegenden Werkstoff ein. Er sorgt für eine vertikale mechanische Durchmischung der zu fügenden Werkstoffe. Diese makroskopische vertikale Durchmischung ist bei ungleichartigen Werkstoffen nicht immer erwünscht. Durch die weit verbreiteten Standardwerkzeuge bleibt am Ende jeder FSW Naht ein Endloch (Keyhole) erhalten, das durch seine Kerbwirkung die Naht schwächen kann. Dünne Wandstärken im Fügebereich benötigen eine Unterlage und Einspannung um die durch das FSW Werkzeug eingebrachten vertikalen und horizontalen Kräfte sowie Drehmomente aufzufangen.

Durch den geringen Abstand des FSW Stifts zur Unterlage der Klammerung ist die Verfahrenskontrolle bei dünnen Blechdicken schwierig. Schon ein geringes Abweichen der Parameter oder Beulen der Bleche führt zum Eintauchen des Stifts durch den zu schweißenden Werkstoff hindurch in die Klammerung, wodurch diese zerstört wird.

In der Einleitung (siehe Kapitel 1) dieser Arbeit wird der Stand der Technik der Prozesse DB und FSW anhand einer Literaturrecherche aufgezeigt. Die der Arbeit zugrunde liegende Versuchsmethodik sowie die Wahl der zu untersuchenden Werkstoffe und die verwendeten Versuchsaufbauten für Füge- sowie Charakterisierungsarbeiten sind in Kapitel 2 vorgestellt. Kapitel 2.3 beschreibt die Auswahlkriterien sowie eine Darstellung der im Rahmen der Arbeit eingesetzten Grundwerkstoffe und gibt einen Überblick über deren wichtigste Eigenschaften.

Die Beschreibung der Charakterisierungsarbeit in Kapitel 2 ist in die Bereiche metallografische (Kapitel 2.5) und mechanische Charakterisierungsarbeit (Kapitel 2.6) unterschieden.

Die Ergebnisse werden in Kapitel 3 erläutert. Kapitel 3.1 beschreibt das neue Hybrid Friction Diffusion Bonding (Hybrid-Reib-Diffusions-Fügeverfahren, HFDB). Die folgenden Kapitel 3.2 sowie 3.3 beinhalten eine Darstellung der HFDB Werkzeug- und Parameterentwicklung.

Die für das HFDB Verfahren typischen Mikrostrukturen sind in Kapitel 4 abgebildet. Ein Vergleich des beim Rührreibschweißen (Friction Stir Welding, FSW) sowie HFDB auftretenden Werkstoffflusses ist in Kapitel 4.1 erläutert und die Unterschiede beider Fügeverfahren werden gegenübergestellt.

Eine Untersuchung der Eigenschaften der Grenzflächen von HFDB Proben ist in Kapitel 4.2 erklärt. Globale mechanische sowie besondere Eigenschaften der HFDB Proben werden in Kapitel 4.3 dargestellt.

Kapitel 4.5 zeigt die Parameterentwicklung des zum Verständnis der Diffusionsvorgänge herangezogenen Diffusionsschweißverfahren (DB).

Ein Vergleich des DB und HFDB Verfahrens in Kapitel 5 belegt die Vorteile des neuen HFDB Verfahrens anhand der Verbindungseigenschaften. Ein anhand von EDX Untersuchungen durchgeführter Vergleich der HFDB und DB Diffusionskoeffizienten ist in Kapitel 5.3 zeigt die Unterschiede der Verfahren. Eine anschließende Gefügeuntersuchung deutet in Kapitel 5.4 auf die dem HFDB zugrunde liegenden Bindemechanismen hin.

Nach einer Zusammenfassung der wichtigsten Ergebnisse werden die Erkenntnisse in einer Schlussfolgerung in Kapitel 6 diskutiert. Den Abschluss der Arbeit bildet in Kapitel 7 ein Ausblick auf die zukünftige Arbeit und weitere Entwicklungen.

1.2 Zielsetzung

Im Rahmen dieser Arbeit wird ein Fügeverfahren entwickelt, das mit möglichst geringer Temperatureinbringung und ohne makroskopische Durchmischung der Fügepartner in einem lokal isolierten Bereich überlappende oder stoßförmige Fugebereiche stoffschlüssig verbinden kann. Das Verfahren dient zum Verbinden von Grenzflächen. Das Verfahrensprinzip soll sich zum Verbinden von Folien und dünnen Blechen, dem Auftragen dünner Schichten auf Substrate, sowie -nach Anpassung der Werkzeuggeometrie- zum Fügen von Bauteilen eignen. Es soll die Möglichkeit schaffen, ungleichartige Werkstoffkombinationen stoffschlüssig zu verbinden. Das neue Fügeverfahren soll mit geringem Energieeinsatz eine metallische Verbindung dünner Bleche ermöglichen. Die Fugeebene soll nicht penetriert werden. Das Werkzeug soll nicht in das Material eindringen. Durch einen diffusionsbasierten Fügeprozess ist das Fügen von Werkstoffkombinationen wie beim Diffusionsschweißverfahren denkbar. Die Verbindungen müssen wirtschaftlich und ökologisch unbedenklich möglich sein. Das Verfahren soll anhand einer Applikation auf seine industrielle Tauglichkeit untersucht werden. Als Ergebnis dieser Arbeit wird nicht die industrielle Serienreife des neuen Verfahrens angestrebt. Die Bereitstellung der Grundlagen soll dies in einem zukünftigen Schritt ermöglichen.

Industrielle Herausforderungen für das neue Verfahren sind artungleiche Verbindungen im Bereich von integralen Leichtbaustrukturen wie Rissstopper in Flugzeugrümpfen, Verbundwerkstoffe aus Aluminium und Kunststoff, bzw. geometrisch ungünstige Verbindungen in Rohrbündelwärmeübertragern.

Ein weiteres Anwendungsgebiet für das Verfahren ist die Fertigung von Sektionsstößen in neuartigen Verbundwerkstoffen aus Aluminium und Kunststoffen der Luftfahrtindustrie. Hier kann ein neues Fügeverfahren dazu dienen, die folienartigen Metallschichten in einem Spleißvorgang zu verbinden. Die zwischen den Aluminiumfolien befindlichen Kunststofffolien und Klebstoffschichten dürfen keinen hohen Temperaturen unterworfen werden, um ihre Adhäsions- und Festigkeitseigenschaften nicht zu verlieren. Das Diffusionsschweißverfahren würde den gesamten Fugebereich über einen

Zeitraum ($t_{DB} > 10 \text{ min}$) stark ($T_{DB} > 450 \text{ °C}$) erwärmen, was den Verbundwerkstoff zerstören würde.

Der Werkstoff Ti6Al4V ist aufgrund seiner feinkörnigen Struktur im Anlieferungszustand für das superplastische Umformen (Super Plastic Forming, SPF) geeignet. Die beim Diffusionsschweißen eingesetzten hohen Prozesstemperaturen und -zeiten begünstigen in diesem Werkstoff ein Kornwachstum bis zum doppelten der Ausgangskorngröße [1]. Die Eignung zum Diffusionsschweißen nimmt mit zunehmender Korngröße ab. Für das Ti6Al4V bedeutet das bei einer Vergrößerung des Korns von $6,6 \mu\text{m}$ auf $11,5 \mu\text{m}$ eine verlängerte Diffusionsschweißzeit von beispielsweise 1,5 Stunden auf 6 Stunden. Ein Fügeprozess, der diesen Werkstoff bei geringen Temperaturen und kurzen Prozesszeiten fügt, ist wünschenswert.

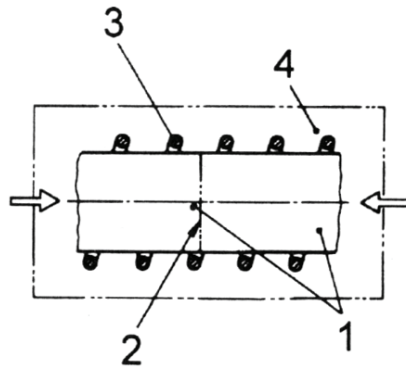
1.3 Stand der Technik

1.3.1 Diffusionsschweißen

Diffusionsschweißen (DB, Diffusion Bonding) ist ein Festphase Fügeverfahren, welches eine Verbindung zwischen zwei Werkstoffen unter folgenden Bedingungen herstellt [2]:

- Die Verbindung geschieht bei einer Temperatur unterhalb des Schmelzpunktes (T_S) der zu fügenden Werkstoffe. Diese Temperatur liegt normalerweise bei $T > 0,5 T_S$.
- Eine Verbindung der Kontaktflächen wird durch Prozesskräfte hergestellt, die keine makroskopischen Verformungen der zu fügenden Bauteile hervorrufen.
- Zum Unterstützen der Diffusionsschweißung können Hilfsmittel wie Folien als Zwischenlagen oder nanokristalline Pulver eingesetzt werden. Hierdurch sollen die Verbindung erleichtert oder die Bildung von spröden Phasen bei ungleichartigen Werkstoffen verhindert werden. Diese Hilfsmittel sollen kein niedrig schmelzendes Eutektikum in Reaktion mit den zu fügenden Werkstoffen erzeugen.

In [3] wird der Vorgang des Diffusionsschweißens als ein Verfahren unter den Pressschweißverfahren definiert als „Pressschweißen, wobei die Werkstücke andauernd unter bestimmtem Anpressdruck in Berührung gehalten und entweder nur an den Fügeflächen oder im Ganzen für eine bestimmte Zeit auf eine definierte Temperatur erwärmt werden.“ Ergänzend wird erwähnt: „Das führt zu örtlicher plastischer Deformation und damit zu engem Kontakt der Oberflächen und zu einer Diffusion von Atomen über die Grenzflächen hinweg, wodurch sich eine vollständige Kontinuität des Werkstoffes ergibt. Der Vorgang kann im Vakuum, unter Schutzgas oder in einer Flüssigkeit ablaufen, vorzugsweise ohne Schweißzusatz.“ Der Energieeintrag erfolgt hierbei durch einen „unbestimmten“ Energieträger, die Art der Wärmeerzeugung ist somit nicht wesentlich. Eine generische Darstellung des Verfahrens ist in Abbildung 1 zu sehen.



DIS-AR-ABB-DB-001

Abbildung 1: Generische Darstellung des DB [3] mit 1 Werkstück, 2 Schweißnaht, 3 Induktionserwärmung, 4 Arbeitskammer, die Pfeile symbolisieren den Fügedruck.

Eine zweite Definition des Verfahrens wird in [4] gegeben, wobei das Diffusionsschweißen als Festphasenfügeprozess bezeichnet wird, bei dem durch Fügedruck normal auf die Bindeebene bei erhöhter Temperatur eine Schweißnaht ohne makroskopische Deformation oder Relativbewegung der Werkstücke erreicht wird. Während in den genannten Definitionen [3, 4] die Hauptmerkmale für eine Diffusionsschweißung, nämlich Kraft und Temperatur genannt werden, schließt nur [4] eine relative Bewegung der zu fügenden Teile aus. Diese Relativbewegung wird in [3] nicht erwähnt. In [3] werden Schweißzusätze mit der Einschränkung „vorzugsweise“ ausgegrenzt, während diese in [4] keine Erwähnung finden. Das Diffusionsschweißen mit einer flüssigen Phase findet sowohl in [3] als auch [4] keine Aufmerksamkeit. Gemeinsam haben [3, 4] dass größere plastische Deformationen während des Diffusionsvorganges ausgeschlossen werden.

Nur [3] erwähnt ein Vakuum, Schutzgas oder eine Flüssigkeit als Arbeitsumgebung.

Gemäß [4] erleichtert DB das Fügen von Komponenten, die keine abrupten Diskontinuitäten in der Mikrostruktur sowie ein Minimum an Verzug aufweisen.

Kazakov [5] beschreibt den Prozess als „eine monolithische Verbindung aufgrund der Bildung von metallischen Bindungen als Ergebnis von lokalen plastischen Deformationen bei erhöhter Temperatur, größter Annäherung der Oberflächen und Diffusion in die Oberflächenschichten der in Kontakt gebrachten Metalle“.

DB kann, abhängig von der Art der Druckbeaufschlagung, der Einbringung von Zwischenschichten, sowie der Bildung einer flüssigen Phase, in drei Gruppen unterteilt werden [6, 7]:

- Festphase DB,
- Flüssigphase DB (Diffusionslötten) sowie
- superplastisches Umformen DB (Superplastic Forming-DB, SPF-DB).

Die spezifischen Vorteile des DB Prozesses liegen in der Möglichkeit, fast alle Metalle und einige Nichtmetalle in gleichartigen und ungleichartigen Kombinationen mit minimaler Verformung zu verbinden, sowie der Tatsache, dass die zu verbindenden Bereiche weitestgehend unabhängig von der Fügezeit sind.

Das DB Verfahren vermeidet eine ausgeprägte Wärmeeinflusszone (WEZ), da das zu fügende Produkt in seiner Gesamtheit auf die Fügetemperatur gebracht wird. Weiter kann der Einsatz von Hartlot oder Zwischenschichten die Mikrodeformation beschleunigen und somit den Kontakt zwischen den zu fügenden Teilen

verbessern, was zu erhöhten Diffusionsraten und einer schnelleren Verbindung führt. Messler [8] hat weitere Vorteile des DB Verfahrens beschrieben. Da der gesamte DB Probenaufbau und somit auch die zu verschweißenden Werkstücke einer gleichmäßigen Erwärmung und Abkühlung unterzogen werden, ist z.B. eine ausgeprägte Diskontinuität einer Wärmeeinflusszone nicht vorhanden. Auch beschreibt Messler den Einsatz von Lotmaterial, um die Mikrodeformation zu beschleunigen, damit eine erweiterte Kontaktfläche zur Verbindungsherstellung und/oder eine beschleunigte Diffusion durch die Bereitstellung eines geeigneten Diffusionspaares ermöglicht wird.

Ein Grund, das DB einzusetzen, ist nach Philling et al [9] der, im Vergleich zu einer adhäsiven Verbindung, kontinuierliche Fügebereich. Auch ist aufgrund der niedrigen Prozessdrücke sowie der sehr geringen Temperaturgradienten in den zu fügenden Bauteilen, eine nur sehr geringe Verformung der zu fügenden Teile zu beobachten. Den Vorteilen des DB Verfahrens stehen auch Nachteile gegenüber. Um eine gute Passung der zu fügenden Teile zu erreichen, müssen diese mit engen Toleranzen gefertigt werden. Die zu fügenden Oberflächen müssen bearbeitet werden, um einen großflächigen Kontakt herstellen zu können. Weitere Nachteile sind die langen Fügezeiten, die Schweißzeiten von herkömmlichen Schweiß- oder Lötverfahren überschreiten, sowie die Kosten für DB Schweißanlagen. Hohe Durchsatzraten der Schweißprodukte sind mit dem DB Verfahren schwer zu erzielen [4].

Die Vorteile des DB haben in einigen Industriebereichen zur weiten Verbreitung des Verfahrens geführt. Eine treibende Kraft ist nach Çam et al [6] die Weiterentwicklung des DB Verfahrens im Hinblick auf neu entwickelte Werkstoffe wie Metal Matrix Composites (MMC) oder intermetallische Werkstoffe. Für diese Werkstoffe können herkömmliche Schmelzschweißverfahren nicht oder nur sehr eingeschränkt verwendet werden.

Ein wichtiger Anwendungsbereich des DB Verfahrens ist das Fügen von Keramiken zu Metallen. Die Luft- und Raumfahrtindustrie kann mit Abstand als größter Anwendungsbereich des DB Verfahrens genannt werden. Hier wird das DB Verfahren in Verbindung mit dem Superplastischen Umformen (Super Plastic Forming, SPF) verwendet.

1.3.1.1 Bindemechanismen

Bei einer mechanistischen Sichtweise des Diffusionsschweißverfahrens kann dieses in drei Stufen gegliedert werden. Dieses Dreistufenmodell wurde von Krasulin [10] vorgestellt und gibt einen ersten Einblick in die Zusammenhänge des Diffusionsschweißens. Generell wird für die DB Verbindung die Annäherung von zwei fehlerfreien atomaren Oberflächen vorausgesetzt [5, 11].

Die drei Stufen werden in eine metallurgische Sequenz unterschieden: einebnen der mikroskopischen Rauheitsspitzen, diffusionsgesteuerter Massentransport sowie Wanderung der Grenzfläche.

Im ersten Schritt berühren sich die Rauheitsspitzen und werden bei zunehmendem Anpressdruck und der damit verbundenen plastischen Deformation soweit eingeebnet, bis die dabei entstehenden Kontaktflächen groß genug sind, damit die lokalen Spannungen unter die Fließspannungen des zu verbindenden Werkstoffs sinkt. Die plastische Verformung ist groß genug, um Oxide und andere

spröde Oberflächenfilme aufzubrechen. Diese werden als kleinste Teilchen zwischen den metallischen Bindungsbrücken eingelagert.

Zeitgleich beginnen im zweiten Schritt an vielen Stellen diffusionsgesteuerte Kriechprozesse, die zur Vergrößerung der zwischen den Grenzflächen entstehenden Adhäsionskräfte führen. Dies führt zur weiteren Verkleinerung der noch bestehenden Hohlräume und zum physikalischen Haften der Fügepartner.

Im dritten Schritt hat die chemisch-physikalische Reaktion der Volumendiffusion verbliebene Lücken geschlossen. Durch Ausbildung neuer Phasen und Rekristallisation in der Grenzschicht wird die einstige Grenzfläche durch Umordnungsprozesse zu einer Schweißverbindung.

Von anderen Autoren [6, 12, 13] wird das DB in einem Zweiphasenmodell beschrieben.

In der ersten Phase oder Stufe werden durch das Aufeinanderpressen der Probenkörper erste Kontakte zwischen den Oberflächen gebildet. Dies führt zur Deformation von Rauheitsspitzen und der durch Werkstoff abhebende Bearbeitung erzeugten Unebenheiten sowie deren Einebnen durch erste Diffusionsvorgänge. Die hierbei eintretenden Diffusionsvorgänge basieren laut Kazakov [5] vornehmlich auf Oberflächendiffusion und Selbstdiffusion. Die aktivierenden Parameter in dieser Stufe sind die Temperatur sowie der Anpressdruck.

In der zweiten Stufe wird die eigentliche Verbindung erzeugt. Metallische Bindung zwischen größeren Atomgruppen, das Verschwinden von Lücken sowie ein Abbau der Fehlstellenkonzentration und Spannungsrelaxation in der Fügeebene wird beobachtet. Volumendiffusion, Korngrenzendiffusion und das Bewegen von Fehlstellen sind hier die treibenden Kräfte. Die aktivierenden Parameter in dieser unter z.B. Vakuum ablaufenden Stufe sind die Temperatur, der Anpressdruck, die Zeit, sowie die Deformation in der Fügeebene. Die Autoren beider Modelle betonen, dass die Übergänge zwischen den Stufen fließend sind.

Eine dem DB Verfahren angemessene Unterscheidung der verschiedenen Stufen ist die Verknüpfung mit dem jeweils zugrundeliegenden dominanten metallurgischen Mechanismus. Die Stufen sind nicht scharf abgegrenzt, sondern entstehen und enden allmählich mit dem zeitlichen Überschneiden der metallurgischen Mechanismen [2, 8].

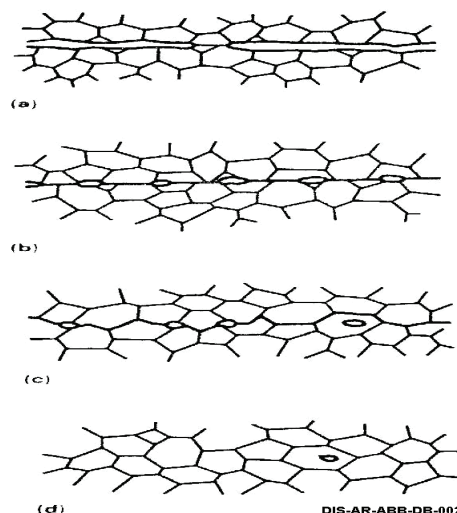


Abbildung 2: Modell der Bindungsformation beim DB [2].

In Abbildung 2 werden die Mechanismen beim Diffusionsschweißen dargestellt. Bei a) erfolgt der Erstkontakt weniger Rauheitsspitzen. Bei b) werden die Rauheitsspitzen deformiert. In c) erfolgt die Diffusion über die Korngrenzen sowie Korngrenzenwanderung. In d) schließlich erfolgt abschließend eine Volumendiffusion zu den verbliebenen Leerstellen.

Gleichartige mit dem Diffusionsschweißverfahren gefertigte Verbindungen besitzen bei Wahl der geeigneten DB Parameter homogene metallurgische Eigenschaften über die Fügeebene hinweg. Solche Verbindungen haben durchgehend gleichförmige mechanische Eigenschaften vom Grundwerkstoff über die Fügeebene in den Grundwerkstoff. Bei ungleichartigen DB Verbindungen können, wie im Fall einer Titan/Aluminium DB Verbindung, spröde intermetallische Phasen auftreten. Diese Phasen verändern die Eigenschaften der Fügeebene sehr stark und können schon in der Abkühlphase zum Versagen der DB Naht führen.

Das Diffusionsschweißen findet in den Bereichen Luft- und Raumfahrt, dem Fahrzeugbau, der Hochtemperaturtechnik, der Herstellung optischer Komponenten sowie dem Werkzeugbau Verwendung. Beispielhaft sind hier Mikrowärmeübertrager sowie Mikrostrukturreaktoren zu nennen. Mikrowärmeübertrager bestehen aus Metallfolien. In diese Metallfolien werden durch Mikrozerspanen und/oder funkenerosives Abtragen Kühlkanäle eingearbeitet. Die in einer vorbestimmten Reihenfolge aufeinander gelegten Folien bilden einen Folienstapel mit in ihrer Position definierten Kühlkanälen. Nun wird der Folienstapel mit dem Diffusionsschweißen zu einem monolithischen Stapel gefügt. Die Kühlkanäle bleiben hierbei erhalten und bilden einen effektiven Mikrowärmeübertrager [14]. Der Vorteil solch kleiner Mikrowärmeübertrager (siehe Abbildung 3) ist der mögliche Betrieb im thermisch instationären Bereich aufgrund der im Verhältnis zur Kühlleistung geringen Masse.

Auch können Mikrowärmeübertrager regelmäßig Temperaturzyklen im Subsekundenbereich durchlaufen.

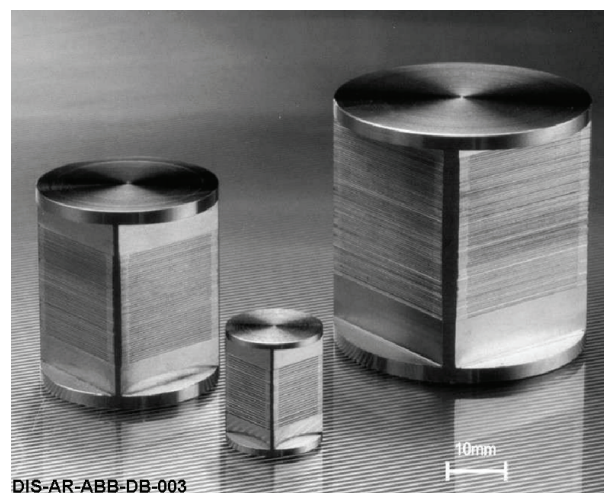


Abbildung 3: Mikrowärmeübertrager aus diffusionsgeschweißten Metallfolien als monolithische Stapel mit in ihrer Position definierten Kühlkanälen ohne Gehäuse [14].

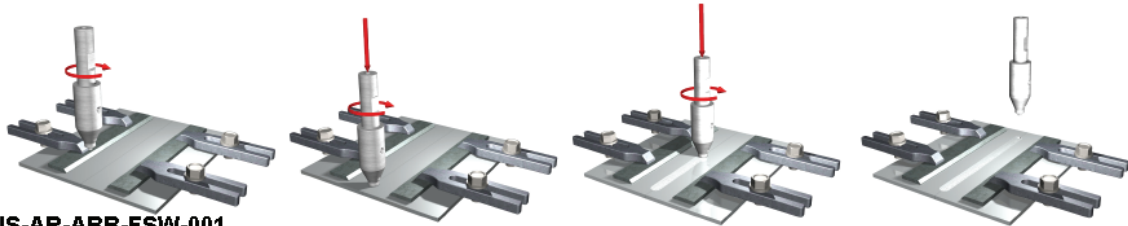
1.3.2 Rührreibschweißen (FSW)

1.3.2.1 Prozessbeschreibung

Das Rührreibschweißen oder Friction Stir Welding (FSW) wurde 1992 von TWI Ltd., UK als Verfahren patentiert [15]. Beim FSW Verfahren handelt es sich um ein Reibschweißverfahren. Die Fügepartner werden in plastischem Zustand verschweißt. Die Schweißtemperatur bewegt sich unterhalb der Schmelztemperatur des zu fügenden Werkstoffs. Im Gegensatz zu herkömmlichen Schmelzschweißverfahren hat das Fügen mit FSW aufgrund des geringeren Wärmeeintrags einen geringeren Verzug und geringere Eigenspannungen zur Folge. Aufgrund des geringen Wärmeeintrags können Legierungen miteinander verschweißt werden, die mit herkömmlichen Schmelzschweißverfahren nicht oder nur eingeschränkt schweißbar sind. Das FSW Verfahren wurde primär für das Fügen von Aluminiumwerkstoffen entwickelt. Nach Anpassen der Werkzeugwerkstoffe und -geometrien können mit geeigneten Parametern heute auch Mg-, Fe-, Cu-, Pb-Werkstoffe verschweißt werden. Einige dieser Werkstoffe können in ungleichartigen Paarungen wie Mg/Al, Al/Cu sowie Fe/Al verschweißt werden.

Das FSW Verfahren ermöglicht die Fertigung von unterschiedlichen Nahtgeometrien wie T-Stoß, Stumpfstoß, oder Überlappverbindungen. Diese Nahtgeometrien können, ein entsprechendes Handhabungssystem vorausgesetzt, linear oder in dreidimensionaler Form dargestellt werden.

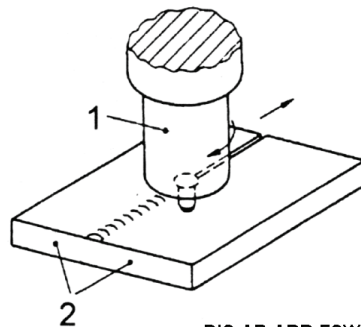
Das FSW Verfahren dient zum Fügen von Werkstoffen mit einem rotationssymmetrischen Werkzeug. Das Werkzeug besteht aus einer Reibfläche und einem koaxial daraus hervorstehenden Stift. Für das herkömmliche FSW wird das Werkstück auf einer ausreichend steifen Unterlage fest verspannt. Diese Einspannung ermöglicht das Auffangen der axialen Kräfte und verhindert ein Ausweichen der Bleche beim Eindringen des Werkzeugstiftes in den Fügespalt. Der Stift des FSW Werkzeugs wird mit axialer Kraft -ähnlich dem Bohrvorgang- unter Rotation in den Fügespalt eingebracht, bis die Reibfläche die Werkstoffoberfläche berührt. Sobald die Werkzeugreibfläche die Werkstückoberfläche berührt, wird zwischen Reibfläche und Werkstück Reibungswärme erzeugt, die sich im Werkstoff ausbreitet und sorgt zusammen mit den Scherkräften am Pin für ein Plastifizieren des Werkstoffs. Der plastifizierte Werkstoff wird durch die Rotation sowie entsprechend profilierte Pin- und Reibflächegeometrien in eine vertikale und horizontale Bewegung gesetzt - die zu fügenden Werkstoffe vermengen sich über den Fügespalt hinweg. Nach ausreichendem Plastifizieren in der Fügeebene wird das Werkzeug kraft- und / oder positionskontrolliert in einer Translationsbewegung entlang des Fügespalts geführt und verbindet dabei die zu fügenden Werkstoffe. Durch die Werkzeugreibfläche, den umgebenden kalten Werkstoff und die Unterlage wird der plastifizierte Werkstoff daran gehindert, aus dem Nahtbereich herausgedrückt zu werden. Aufgrund der thermomechanischen Beanspruchung muss das FSW Werkzeug aus einem verschleißfesten Werkstoff bestehen der großen zyklischen Kräften unter hohen Temperaturen widerstehen kann [16]. In Abbildung 4 ist das FSW Verfahren schematisch dargestellt.



DIS-AR-ABB-FSW-001

Abbildung 4: FSW Verfahrensprinzip [16] mit, von links nach rechts: FSW Werkzeug wird in Rotation versetzt; mit axialer Kraft dringt das rotierende Werkzeug in den Fügeseam ein; Translation entlang des Fügeseamtes unter axialer Kraft und Rotation; austauschen des Werkzeugs.

Für das FSW von Aluminium sind weder eine spezielle Nahtvorbereitung noch Fülldrähte oder Schutzgase notwendig. Da keine Dämpfe oder ultraviolette Strahlung entstehen, sind keine Absauganlagen oder Strahlenschutz erforderlich. Das FSW wird in [3] den Schmelzschweißverfahren zugeordnet. Als „Energieträger“ wird ein fester Körper angegeben. Das FSW wird als „Schmelzschweißen, wobei Wärme durch Reibung zwischen einer verschleißfesten rotierenden Spindel und den Werkstücken erzeugt wird...“ bezeichnet. Auch wird in einer Anmerkung nur auf das Fügen einer Stumpfnahht eingegangen. Diese Erklärung bezieht sich in der Norm explizit auf die folgende Abbildung 5.



DIS-AR-ABB-FSW-002

Abbildung 5: Schematische Darstellung des FSW Verfahrens [3] mit 1 rotierende Spindel, 2 Werkstück, der Pfeil symbolisiert die Schweißrichtung.

1.3.2.2 FSW Werkstofffluss

Das Verständnis des Strömungsverhaltens der zu fügenden Werkstoffe um das FSW Werkzeug ist eines der Hauptanliegen in der Erforschung des Werkstoffflusses beim FSW [17-20]. Um das Strömungsverhalten der Werkstoffe beim FSW beobachten zu können werden überwiegend ein oder mehrere Markerwerkstoffe eingesetzt [17]. Meist unterscheiden sich diese Markerwerkstoffe in ihrer Dichte von den zu fügenden Werkstoffen, um deren Position nach dem Fügen nachweisen zu können. Die dabei eingesetzten Charakterisierungsverfahren sind metallografische Schliftverfahren, Röntgenverfahren, sowie Computertomographie. Die eingesetzten Markerwerkstoffe für das FSW von Aluminium sind hier Stahl, Kupfer, Titan und Wolfram [17-20]. Die Größe der eingesetzten Markerwerkstoffteilchen soll so klein wie möglich sein, um innerhalb der Werkstoffströmung gut mitzufließen.

London et al [18] beschreiben einen starken Einfluss des FSW Stiftes auf die vertikale Verteilung des Markerwerkstoffs. Der Einfluss der Gewindesteigungen

auf den vertikalen Werkstofftransport wird herausgestellt. Der Markerwerkstoff wird mit Röntgenuntersuchungen sichtbar gemacht.

Zettler et al [19] bestätigen die vertikale Verteilung des Markerwerkstoffs durch den FSW Stift. In den [15] zugrunde liegenden Arbeiten wird die Verteilung des Markerwerkstoffs in FSW Nähten mithilfe eines μ CT (Mikro-Computertomographen) untersucht. Die Partikelgröße des Titan Markerwerkstoffs ist mit 30-90 μ m kleiner und korrespondiert mit der von London et al [18] vorgeschlagenen Größe. Der Werkstofftransport erfolgt beim FSW über zwei Strömungsgebiete, die miteinander interagieren. Zum einen gibt es die Strömung um den Stift, zum anderen die unterhalb der FSW Reibfläche. Die Strömung um den FSW Stift erzeugt bei ausreichend großer Dicke des zu fügenden Werkstoffs ein vertikal gerichtetes Strömungsfeld, das sowohl von der FSW Unterlage und dem umliegenden nicht plastifizierten Werkstoff, als auch durch die FSW Reibfläche begrenzt und umgelenkt wird. Die FSW Schulter erzeugt ein horizontal gerichtetes Strömungsfeld in Drehrichtung der Schulter, das in seiner Tiefe begrenzt ist. Die durch den Stift verdrängte Werkstoffmenge, deren Strömungsverhalten um und am Stift sowie die durch Schulter und Stift generierte Wärme erzeugen die FSW Verbindung.

1.3.3 Diffusionsmechanismen

In [10, 12, 21, 22] werden unterschiedliche Annahmen für das Entstehen einer Verbindung beim Fügen in fester Phase aufgeführt. Die maßgeblichen sollen hier kurz angesprochen werden.

1.3.3.1 *Filmhypothese*

Ainbinder [21] geht in seiner Filmhypothese davon aus, dass die Annäherung der sauberen und fettfreien Oberflächen von zwei metallischen Fügepartnern dann für eine Bindung ausreicht, sobald atomare Bindekräfte wirksam werden können. Hierbei wird die Schweißbarkeit der Fügepartner nicht als Werkstoffeigenschaft, sondern als einzig vom Zustand der Fügflächen und der darauf befindlichen Oberflächenfilme abhängiges Merkmal dargestellt.

1.3.3.2 *Rekristallisationshypothese*

In der Rekristallisationshypothese [10] werden die Rekristallisationsvorgänge in der Fügeebene maßgeblich für den Fügeprozess verantwortlich gemacht. Hierbei wird auf die bei den hohen Verformungsgraden erniedrigte Rekristallisationstemperatur in der Fügeebene hingewiesen.

1.3.3.3 *Energiehypothese*

Die Energiehypothese beschreibt einen Schwellenwert für eine einzubringende Energie ähnlich einer Aktivierungsenergie, welche nötig ist, um die Atome der Fügepartner auf eine Ebene für das Eintreten von Adhäsion oder Verschweißung zu heben. Ab diesem Schwellenwert soll die Orientierung der Atombindungen kein Faktor mehr für eine Verbindung über die Fügeebene hinweg sein. Je größer die Energie der Atome ist, desto kleiner müssen die plastischen Deformationen zum Erzielen einer Verschweißung sein. Nach Semenow [22] ist der Reibschweißvorgang von Metallen ein Prozess bei dem die Diffusion keine Rolle spielt. Bei hohen Temperaturen sei ein Diffusionsprozess in der Fügeebene überlagert.

1.3.3.4 Diffusionshypothese

In der heute gültigen Diffusionshypothese werden von Kazakov [5] die Diffusionsprozesse in der Fügeebene bei $T = (0,6 - 0,8) \cdot T_s$ für das Ausbilden einer nichtlösbaren Verbindung beschrieben. Hierbei ist eine minimale Diffusionszone für die Belastbarkeit der Verbindung maßgeblich.

Allgemein wird angenommen dass die für das DB notwendige, erhöhte Temperatur für eine Erhöhung der Amplitude der schon bei Raumtemperatur vorhandenen Schwingung der Atome im Kristallgitter sorgt. Die Erhöhung der Schwingungsamplitude der Atome sorgt für eine Erhöhung sowohl der potentiellen als auch der kinetischen Energie der Atome. Die Wahrscheinlichkeit des Sprungs eines Atoms aus einem Gitter in die Fehlstelle eines anderen Gitters nimmt bei Temperaturerhöhung zu.

Die Erwärmung eines Festkörpers bewirkt das Erhöhen der Diffusionsrate beim DB. Bei niedrigen Temperaturen und gleichem DB Fügedruck werden -aufgrund der niedrigeren Diffusionsrate- schlechtere DB Verbindungen erzielt als bei hohen Temperaturen. Hohe Temperaturen bergen jedoch die Gefahr von übermäßigem Kristallwachstum bei gleichartigen oder der Ausbildung von intermetallischen Phasen bei ungleichartigen Metallverbindungen.

2 Arbeitshypothese, methodischer Ansatz, Werkstoffe und Geräte

2.1 Arbeitshypothese

Im Rahmen dieser Arbeit soll ein reibbasiertes Fügeverfahren entwickelt werden. Basierend auf vorliegenden Erfahrungswerten des Rührreibschweißverfahrens (Friction Stir Welding, FSW) soll hierfür ein neuartiges Reibwerkzeug entwickelt werden. Dieses Reibwerkzeug wird in ersten Vorversuchen an dünnen Aluminium / Aluminium Überlappverbindungen getestet.

Um die in Kapitel 1.2 genannten Applikationen mit dem neuen Fügeverfahren bearbeiten zu können, sollen weitere Werkstoffe in die Versuchsmatrix aufgenommen werden. Da das Ziel für dieses neue Fügeverfahren ungleichartige Werkstoffe sowie Folienstärke einschließt, werden für die Grundlagenuntersuchung Fügeversuche mit gleichartigen und ungleichartigen metallischen Werkstoffen (EN AW-Al Cu4Mg1; EN AW-Al Zn5,5MgCu; EN AW-1050A; X5 CrNi 18 10; Ti6Al4V) in Dicken von 0,1 mm bis 0,7 mm vorgesehen.

Zum Bestimmen der Verbindungseigenschaften werden mechanische sowie metallografische Untersuchungen an den Fügeproben durchgeführt.

Die ausgewählten Charakterisierungsmethoden für das neue Fügeverfahren beinhalten sowohl metallografische als auch mechanische Charakterisierungsverfahren (REM - Raster Elektronen Mikroskopie, μ CT – Mikro Computer Tomographie, Nanoindenter, EDX - Energiedispersive (Röntgen)- Spektroskopie, Schäl-/Scherzugversuche, optische Mikroskopie). Die optische Mikroskopie sowie REM Untersuchungen werden hierbei in einer ersten Phase zum Erkennen von Bindefehlern eingesetzt. Das EDX Verfahren wird zum Ermitteln der Einschweißtiefen verwendet. Das Nanoindentationsverfahren wird die EDX Untersuchungen stützen und soll Rückschlüsse auf die lokale Festigkeit der Fügeebene ermöglichen. Die Schäl- und Scherzugversuche gestatten, die

ermittelten Einschweißiefen mit den maximalen Prüfkräften zu korrelieren. Zum Bestimmen der Werkstoffströmung unterhalb des Werkzeugs wird das μ CT Verfahren eingesetzt werden. Die Ergebnisse dieser Charakterisierungsarbeiten sollen ermöglichen, die grundlegenden Bindemechanismen zu verstehen. Im Rahmen dieser Arbeit soll das neue Fügeverfahren -neben den Grundlagenuntersuchungen- für eine mögliche industrielle Anwendung erprobt werden.

2.2 Methodischer Ansatz

Der methodische Ansatz der vorliegenden Arbeit wird schematisch im Flussdiagramm in Abbildung 6 dargestellt. Einzelheiten des Ansatzes werden in den folgenden Unterkapiteln dieses Abschnittes erläutert.

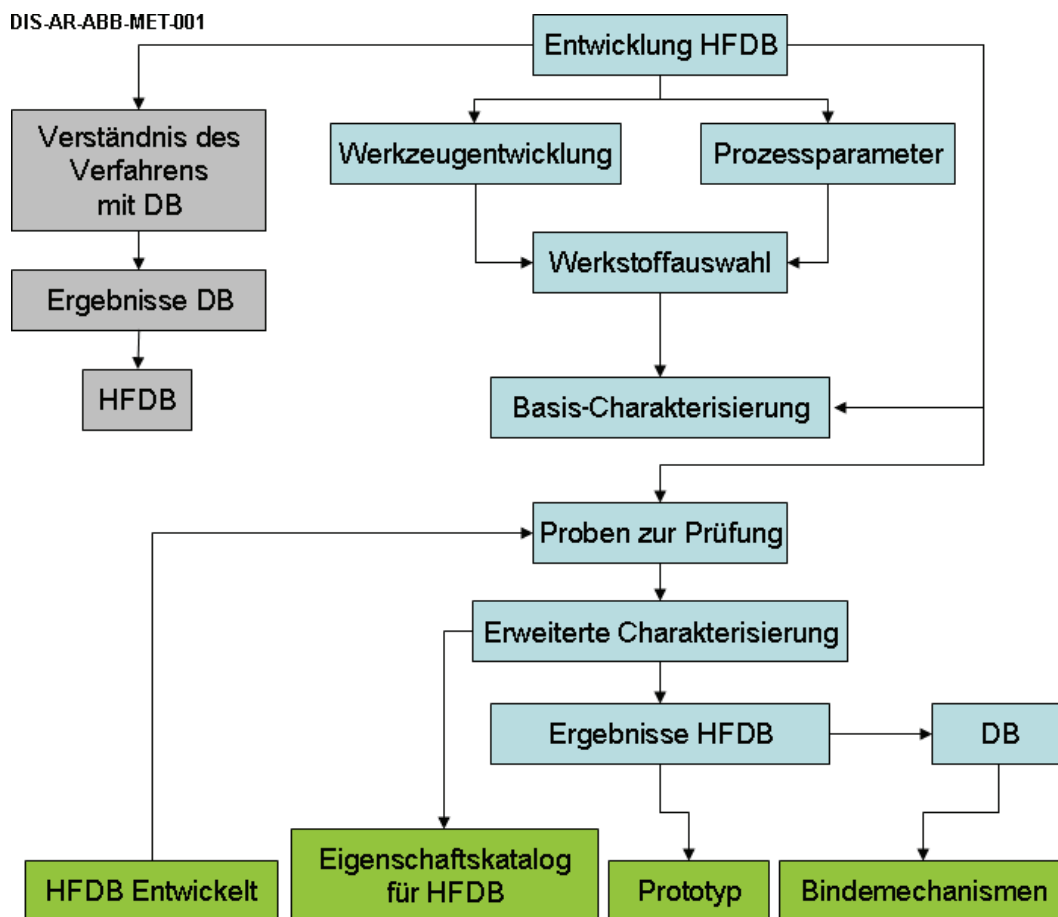


Abbildung 6: Versuchsmethodik der Arbeit mit den Strängen „Entwicklung HFDB“ (hellblauer Bereich); „Verständnis des Verfahrens mit DB“ (grauer Bereich); Ziele der Arbeit (grüner Bereich).

Im Abschnitt „Entwicklung HFDB“ (hellblauer Bereich in Abbildung 6) werden sowohl Startwerte für Prozessparameter als auch Werkzeuge für das neue Verfahren entwickelt. Diese ersten Prozessparameter sollen für die Auswahl des für die Erweiterung des Prozessfensters dieser Arbeit eingesetzten HFDB Werkzeugs verwendet werden. Die mit dem ausgewählten Werkzeug erstellten Proben werden einer ersten „Basis-Charakterisierung“ unterworfen. Bei der „Basis-Charakterisierung“ handelt es sich um eine qualitative Schälzug-, sowie

eine metallografische Untersuchung. Als Grundlage für die Erweiterung des Parameterfensters und bei der „Werkstoffauswahl“ dienen die erzielten Ergebnisse. Eine „erweiterte Charakterisierung“ mittels EDX (Energie-dispersive Röntgenanalyse) zur Feststellung der Einschweißiefen, Nanoindentation zum Verifizieren und der Korrelation der Prozessparameter mit den EDX Ergebnissen, μ CT zum Bestimmen der Werkstoffströmung unter dem Reibwerkzeug sowie über den Fügebereich hinweg und REM für die Untersuchung des Fügebereichs sowie der Bruchflächen soll zum Verständnis der Bindemechanismen beitragen. Im parallel verlaufenden Strang „Verständnis des Verfahrens mittels DB“ (grauer Bereich in Abbildung 6) werden DB Versuche mit zum HFDB Entwicklungsstrang identischen Werkstoffen durchgeführt. Die DB und HFDB Proben werden den gleichen Charakterisierungsverfahren ausgesetzt. Die Ergebnisse aus der Charakterisierung der DB Proben sollen helfen, die dem HFDB Verfahren zugrunde liegenden Bindemechanismen zu verstehen. Ziele der Arbeit (grüner Bereich in Abbildung 6) sind die Entwicklung des neuen Verfahrens, das Verständnis der zugrunde liegenden Bindemechanismen sowie der Einsatz des Verfahrens in einer Anwendung mit Fertigung eines Prototyps.

2.3 Werkstoffe

2.3.1 Auswahlkriterien

Als zuoberst liegende Reibpartner dienten im ersten Arbeitsschritt zwei Aluminiumlegierungen mit unterschiedlichen Legierungsbestandteilen zur Betrachtung des Einflusses der Korngröße auf die Diffusionsgeschwindigkeit. Zum einen war dies eine EN AW-Al Cu4Mg1 (Hauptlegierungselement Cu), zum anderen eine EN AW-Al Zn5,5MgCu (Hauptlegierungselement Zn) Legierung. Einige der Al-Zn Legierungen sind nicht mit Schmelzschweißverfahren schweißbar [23]. Der Einfluss der verschiedenen Legierungselemente auf die mechanischen Eigenschaften und die Schweißseignung ist in Abbildung 7 sowie Abbildung 8 dargestellt. Al 99,5 diente im Rahmen der Arbeit als Fügepartner für die geplanten EDX Untersuchungen. Al 99,5 sollte sich mit dem EDX Verfahren gut von den Fügepartnern unterscheiden lassen. Weitere Fügepartner für qualitative Untersuchungen ungleichartiger HFDB Verbindungen waren X5 CrNi 18 10 und TiAl6V4 als Reib- sowie Fügepartner sowie die Magnesiumknetlegierung AZ31 als Fügepartner. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit untersuchten Werkstoffe sind in Tabelle 1 dargestellt.

Mit den genannten Werkstoffkombinationen sind die für eine ausreichende Diffusion notwendige Wärmeeinbringung und Prozesszeit untersucht worden. Zusätzlich wurden einige der oben genannten Aluminiumwerkstoffe mit Kupfer- sowie Titan-Pulver als Markerwerkstoff versehen, um eine eventuelle Werkstoffströmung über die Fügeebene hinweg beobachten zu können. Die technologischen Fragestellungen sind auf die Lösung von industriellen Problemen ausgerichtet. Die Aluminium – Aluminium Auswahl zielt auf das Verbinden von dünnen Sandwich Strukturen in der Luftfahrtindustrie (Glare). Hierbei handelt es sich um einen Sandwich Werkstoffverbund aus Aluminiumfolien und Glasfaserzwischen-schichten. Die Reparatur und das Verbinden dieser Folien stellt bei der Verarbeitung des Werkstoffs eine Herausforderung dar. Die Herstellung

von Rohlingen für das superplastische Umformen (SPF, Super Plastic Forming) ist ein weiteres Einsatzgebiet für diese Technologie. Ti6Al4V ist aufgrund seiner Feinkörnigkeit schon im Anlieferungszustand für das SPF geeignet und wird daher für die HFDB Untersuchungen ausgewählt. Die hierbei verwendeten Werkstoffkombinationen können durch das HFDB Verfahren in geringen Werkstoffstärken und -im Vergleich zum DB Verfahren- in kurzer Zeit realisiert werden.

Eine technologische Fragestellung der Luftfahrtindustrie in diesem Werkstoffkombinationsbereich ist das Anbringen von Rissstoppnern aus Titanlegierungen in integralen Aluminium-Rumpfstrukturen.

Die chemischen Zusammensetzungen der in der vorliegenden Arbeit verwendeten Werkstoffe werden in Tabelle 2 (gemessene Werte) sowie Tabelle 3 (Literaturwerte) dargestellt.

Tabelle 1: Auflistung und Einsatz der für die HFDB Versuche verwendeten Werkstoffe.

Werkstoff / Legierung	EN Bezeichnung	Alternative Bezeichnung	Einsatz
Aluminium	EN AW-Al Cu4Mg1	AA 2024	Reibpartner
Aluminium	EN AW-Al Zn5,5MgCu	AA 7075	Reibpartner
Aluminium	EN AW-1050A	Al99.5	Fügepartner
Magnesium	AZ31	AZ31	Fügepartner
Stahl	X5 CrNi 18 10	1.4301	Fügepartner / Reibpartner
Titan	Ti6Al4V	Ti6Al4V	Fügepartner / Reibpartner

Tabelle 2: Mittels der Aufschlussmethode gemessene Werte der chemischen Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe.

Komponenten*	AA 2024	AA 7075	Al 99,5	Ti6Al4V	1.4301
Al [%]	95,000	90,000	98,000	6,500	-
Cu [%]	4,600	1,600	0,060	-	-
Fe [%]	0,300	0,230	0,290	0,064	71,000
Ti [%]	0,013	0,026	0,012	81,000	-
Mg [%]	1,300	2,300	2,800	-	-
Si [%]	0,100	0,070	0,170	-	0,500
Cr [%]	0,025	0,190	0,017	-	20,000
Zn [%]	0,190	6,400	0,033	-	-
Mn [%]	-	-	-	-	1,600
Ni [%]	-	-	-	-	9,200
V [%]	0,007	< 0,005	< 0,005	4,000	-

*alle Angaben in Massen-%

Die Bestimmungsgrenzen des angewandten nassen Aufschlussverfahrens werden im Anhang der Arbeit in Tabelle 29 dargestellt.

Tabelle 3: Vorgeschriebene Werte der chemischen Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe.

Komponenten*	AA 2024	AA 7075	Al 99,5	Ti6Al4V	1.4301
Al [%]	90,7-94,7	87,1	min. 99,5	6,0	-
Cu [%]	3,8-4,9	1,2-2	max. 0,05	-	-
Fe [%]	max. 0,5	max. 0,5	max. 0,4	max. 0,25	67,0 – 74
Ti [%]	max. 0,15	max. 0,2	max. 0,03	90,0	-
Mg [%]	-	2,1-2,9	max. 0,05	-	-
Si [%]	max. 0,5	max. 0,4	max. 0,25	-	max. 1,0
Cr [%]	max. 0,1	0,18-0,28	-	-	17,0 - 19,5
Zn [%]	max. 0,25	5,1-6,1	max. 0,05	-	-
Mn [%]	-	max. 0,3	max. 0,05	-	max. 2,0
Ni [%]	-	-	-	-	8,0 - 10,5
V [%]	-	-	max. 0,05	4,0	-

*alle Angaben in Massen-%

Die wichtigsten mechanischen Kennwerte der in der vorliegenden Arbeit verwendeten Werkstoffe sind in Tabelle 4 dargestellt.

Tabelle 4: Mechanische Kennwerte der verwendeten Werkstoffe [24-28].

Werkstoff	Rp _{0,2} [N/mm ²]	Zugfestigkeit [N/mm ²]	Technische Dehnung [%]	Mikrohärte [HV _{0,2}]
AA 2024	345	483	18	137
AA 7075	503	572	11	175
Al 99,5	28	76	39	23
Ti6Al4V	830	900	10	346
AZ31	220	290	15	77
1.4301	195	500	70	129

Tabelle 5 zeigt die für das Fügen der Werkstoffe nach [29] relevanten physikalischen Eigenschaften.

Tabelle 5: Physikalische Eigenschaften der verwendeten Werkstoffe [24-28].

Werkstoff	Wärmeleitfähigkeit [Wm ⁻¹ K ⁻¹]	Wärmeausdehnungskoeffizient [10 ⁻⁶ /mK]	Schmelztemperatur [°C]
AA 2024	121,0	23,2	502 bis 638
AA 7075	130,0	23,6	477 bis 635
Al 99,5	240,0	23,5	646 bis 657
Ti6Al4V	7,1	9,3	1604 bis 1660
AZ31	96,0	26,0	605 bis 630
1.4301	16,5	16,5	1500

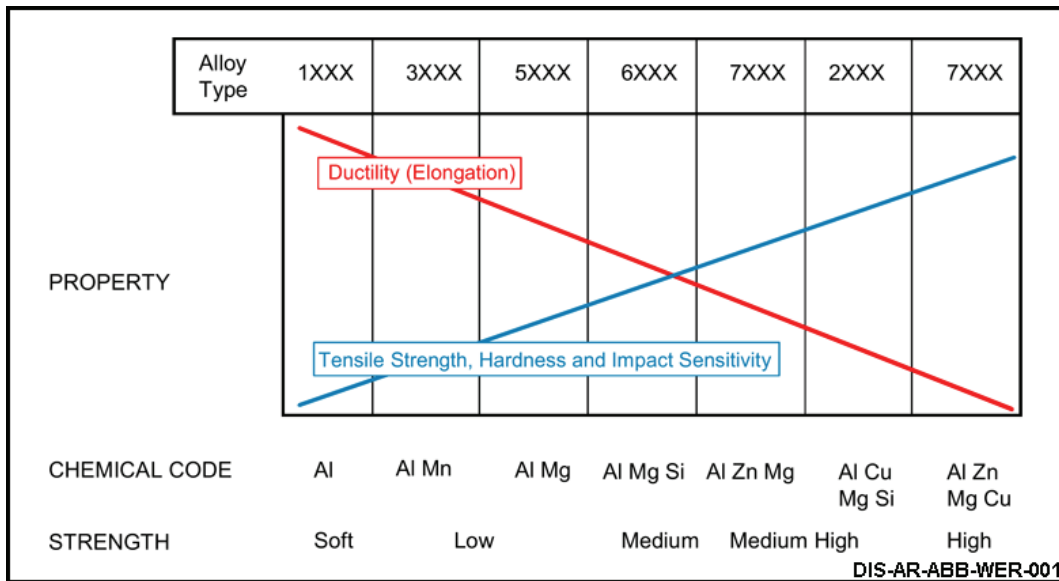


Abbildung 7: Einfluss der Legierungselemente auf die mechanischen Eigenschaften (Ductility - Zähigkeit; Tensile Strength – Zugfestigkeit; Hardness – Härte; Impact Sensitivity – Kerbschlagfestigkeit) von Aluminiumlegierungen [23].

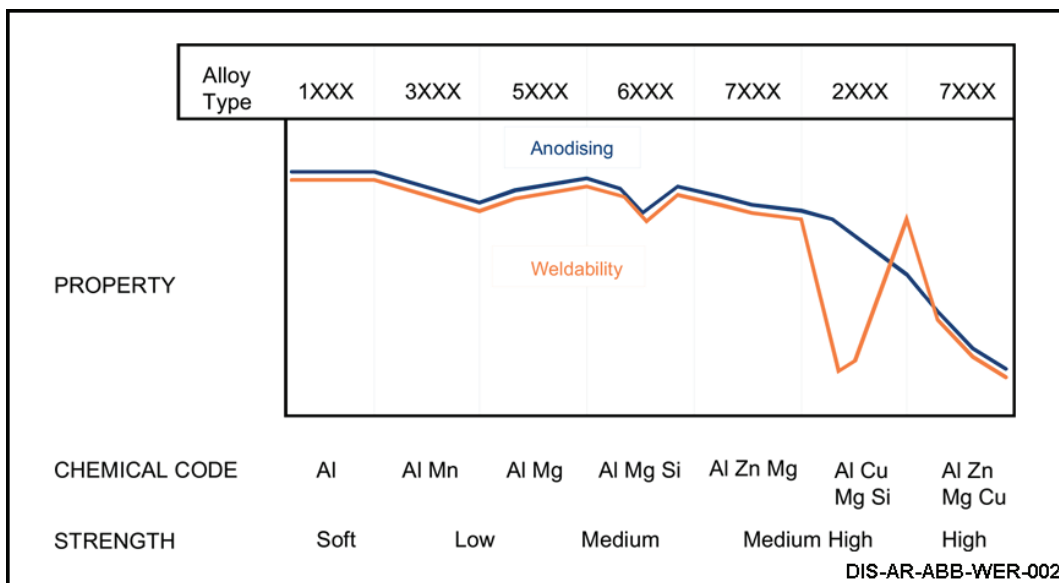


Abbildung 8: Einfluss der Legierungselemente auf die Schweißeignung (Weldability) sowie das Eloxierungsverhalten (Anodising) von Aluminiumlegierungen [23].

2.4 Schweißsysteme

2.4.1 Diffusionsschweißsystem

Bei dem eingesetzten Diffusionsschweißsystem (siehe Abbildung 9) handelt es sich um einen Hochtemperatur Vakuumofen von Brew, Modell 812M, mit einer maximalen Prozesskraft von 250 kN. Die Empfindlichkeit des hydraulischen Systems lässt sich in zwei Stufen zwischen 250 kN und 50 kN variieren. Für die in dieser Arbeit durchgeführten Versuche ist die Empfindlichkeit zu 50 kN eingestellt worden. Die Kammer kann unter Einsatz eines Inertgases oder unter Vakuum

betrieben werden. Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten DB (Diffusion Bonding, Diffusionsschweißen) Versuche wurde ein Vakuum von 10^{-4} mbar als Arbeitsatmosphäre eingesetzt. Ein Vakuum Messgeräts von Granville-Philips, Modell 307, in der Bauart eines Glühfaden-Vakuum-Messregler mit 2 Sonden Thermoelementmessgerät dient zum steuern des Vakuums.

Der für die Versuche zur Verfügung stehende Nutzraum des DB Schweißsystems beläuft sich auf 70 mm \varnothing x 160 mm Höhe. Die gesamte Heißzone hat die Abmessungen 203 mm \varnothing x 305 mm Höhe. Die größte mögliche Temperatur in der Heißzone der DB Kammer beträgt 1500 °C. Die Temperatur in der Heißzone der DB Kammer wird über zwei Thermoelemente gemessen. Ein Thermoelement ist direkt an den Stempeln positioniert, um den Temperaturzyklus der Probe messen zu können. Das zweite Thermoelement -in der Atmosphäre der Heißzone positioniert- wird von der Heizelement-Steuerung zum Regeln der Kammertemperatur verwendet. Eine Kraftmessdose zwischen Stempel und Presse nimmt die Prozesskräfte auf und gibt diese als Regelgröße an die DB Steuerung weiter. Die Proben werden auf den unteren Stempel in der Heißzone der DB Anlage eingebracht. Der obere Stempel fährt nun in Kontakt mit der Probe, um diese mechanisch durch die Vorspannkraft von 5 N an einem Verrutschen zu hindern. Danach wird die Kammer und die Heißzone verschlossen und mit einem Vakuum von 10^{-4} mbar beaufschlagt.

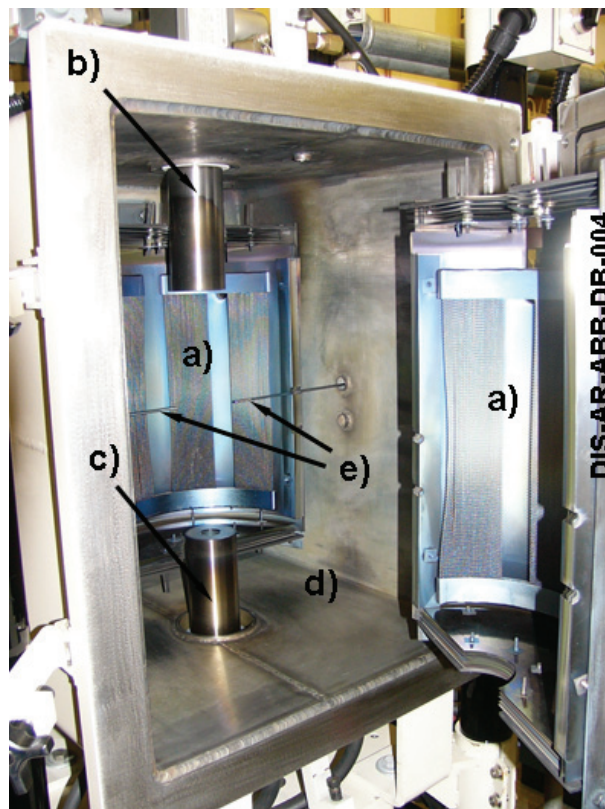


Abbildung 9: DB Kammer mit Heißzone des Diffusionsschweißsystems bei GKSS; a) Heißzone mit Heizelementen, b) oberer DB Stempel, c) unterer DB Stempel, d) DB Kammer, e) Thermoelemente in der Heißzone.

Ist das Vakuum erreicht, werden gemäß den im Vorfeld programmierten Prozessgrößen die Prozesstemperatur sowie der Fügedruck angefahren. Nachdem die Haltezeit verstrichen ist, werden die Temperatur, und die Prozesskraft automatisch auf die voreingestellten Werte zurückgefahren. Der Fügebereich der DB Proben beträgt 20 mm x 20 mm.

2.4.1.1 Diffusionsschweißen Fügeparameter

Die maßgebenden Fügeparameter für den DB Prozess sind Temperatur, Zeit und Anpressdruck. Weiterhin haben die Oberflächenvorbereitung der Fügebereiche, sowie die Auswahl der DB Atmosphäre in der DB Kammer einen Einfluss auf die Güte der Verbindung. Für den DB Prozess werden nach Kazakow [5] Temperaturen von $0,7 T_S$ empfohlen. Die Fügezeit soll so gewählt werden, dass ein vollständiges Ablaufen der Diffusionsprozesse stattfinden kann, ohne die metallurgischen Eigenschaften der Fügepartner und der Fügeebene zu verschlechtern. Die DB Prozesskraft normal zum Reibpartner wird der gewählten Temperatur und Zeit angepasst. Die Literatur beschreibt DB Fügedrücke im Bereich von 2 N/mm^2 bis 350 N/mm^2 . Generell sind große Verformungen ($> 3 \%$) der zu fügenden Bauteile zu vermeiden. Die als Trennmittel zwischen den DB Stempeln und DB Proben verwendeten Glimmerblättchen sind planparallel und haben eine Dicke von $0,1 \text{ mm}$ sowie Abmessungen von $60 \text{ mm} \times 60 \text{ mm}$. Die Blättchen wurden vor der Verwendung mit Scherenschnitt auf die der Fügfläche ($20 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$) entsprechenden Größe mit leichtem Übermaß von $25 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ zurechtgeschnitten. Die glatte Oberfläche der reinen Glimmerplättchen führte zu einer flächigen Verbindung. Die Plättchen ließen sich bis zu Temperaturen von $620 \text{ }^\circ\text{C}$ gut als Trennmittel verwenden. Bei höheren Temperaturen von bis zu $850 \text{ }^\circ\text{C}$ (1.4301 / 1.4301 Schweißung) nahm die Standzeit der Plättchen ab. Nach fünf DB Schweißungen mussten sie ausgetauscht werden.

2.4.2 Robotik Reibschweißsystem

2.4.2.1 TR805 und Schweißkopf

Die in dieser Arbeit beschriebenen HFDB Versuchsreihen wurden auf einem Tricept 805 Roboter in der GKSS Forschungszentrum GmbH angefertigt. Der Roboter ist für das 5-Achsen Hochgeschwindigkeitsfrässystem mit CNC Steuerung entwickelt worden. Die Tricept 805 Baureihe vereint daher eine hohe Steifigkeit mit der Möglichkeit, große Kräfte mit einer Wiederholgenauigkeit von $200 \text{ } \mu\text{m}$ aufzubringen. Alle Bewegungen des Roboters werden über eine Siemens SINUMERIC 840D CNC Steuerung gesteuert. Der Arbeitsraum des Tricept 805 umfasst $2,4 \text{ m} \times 1,8 \text{ m} \times 0,8 \text{ m}$ in der Form einer auf der Spitze stehenden Kalotte. Der Tricept 805 besitzt aufgrund seiner tripod-Konfiguration mit zentraler Säule in jeder Position seines Arbeitsraumes eine hohe Steifigkeit. Befindet sich der Roboter im Zentrum seines Arbeitsraumes, so kann er eine maximale Kraft von 45 kN in vertikaler sowie am Rand seines Arbeitsraumes 10 kN in horizontaler Richtung aufbringen. Aufgrund seiner fünfsichtigen Parallelkinematik kann der Roboter auch komplexe dreidimensionale Freiformflächen bearbeiten und in dreidimensionalen Pfaden fügen. Der Tricept 805 ist an seiner fünften Achse, der so genannten „Hand“ mit einer Kraft- / Drehzahlsensorik und -steuerung

(Schweißkopf) erweitert worden [30]. Die in das System implementierten piezoelektrischen Kraftmessdosen zeichnen die Kraft in allen drei Raumachsen sowie mit Drehzahlsensoren die Drehzahl des Werkzeugs auf. Der Schweißkopf (siehe Abbildung 10) ermöglicht die Kontrolle der axialen Kraft im Bereich von 500 N bis 30.000 N, sowie mit drei unterschiedlichen Getrieben die Kontrolle der Drehzahl zwischen 200 U/min bis 3600 U/min. Die oben beschriebene Sensorik vergleicht die gemessenen Ist-Werte für Kraft und Drehzahl mit den eingestellten Soll-Werten und regelt automatisch nach. Durch Einstellen von Parametern im Steuerungsrechner der Kraftkontrolle kann zusätzlich die Dämpfung des Systems an die zu fügenden Werkstoffe und Dicken, d.h. den unterschiedlichen Dämpfungen und Steifigkeiten des Gesamtsystems, angepasst werden.

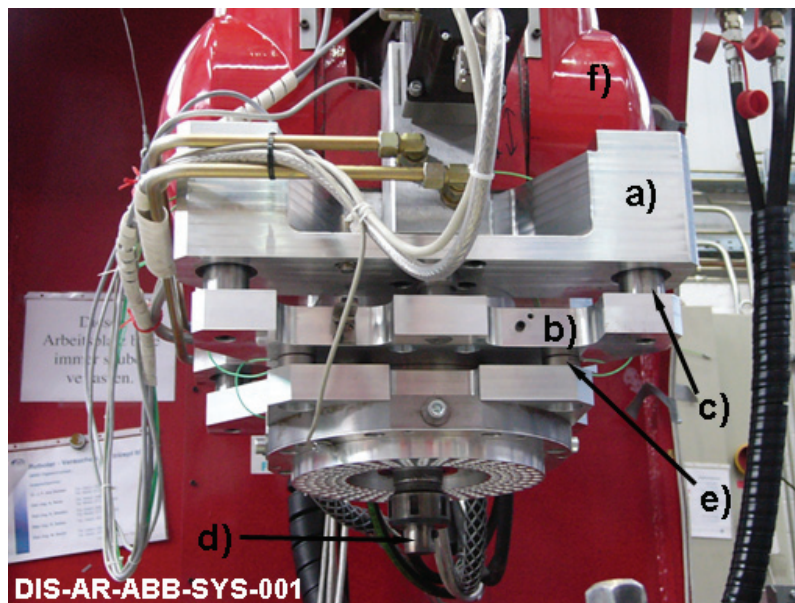


Abbildung 10: Schweißkopf mit Kraftkontrolle am Roboter Tricept 805 der GKSS; a) obere Plattform Kraftkontrolle, b) untere Plattform Kraftkontrolle, c) Linearführung, d) HFDB Spindel, e) Kraftmessdose, f) fünfte Achse Tricept 805.

2.4.2.2 Spannsystem

Die für das Fügen von Feinblechen mit einer Dicke des Reibpartners von 0,1 mm entwickelte Spannvorrichtung sollte die Gefahr des Beulens der HFDB Probebleche verringern. Mechanische Spannelemente (siehe Abbildung 11) üben die notwendige Kraft auf eine Niederhalterplatte und durch diese auf die zu fügenden Bleche aus. Mechanische Spannelemente besitzen eine große Flexibilität hinsichtlich der Positionierung der Klammerung. Auch sind mechanische Spannelemente preiswerter Standard für das Spannen von FSW Blechen im wissenschaftlichen Bereich. Nachteile der mechanischen Spannelemente sind die hohe Rüstzeit, sowie die Gefahr einer möglichen Kollision mit dem Roboter oder dem Schweißkopf. Für die im Rahmen dieser wissenschaftlichen Arbeit angefertigten Proben war die Rüstzeit vernachlässigbar. Eine geeignete Programmierung der CNC-Steuerung minimiert die Gefahr einer Kollision mit dem Werkzeug oder dem Schweißkopf. Die Klammerung ermöglicht durch den teilbaren Aufbau der Niederhalterplatte HFDB Nahtlängen für Laborschweißungen von 55 mm oder länger.

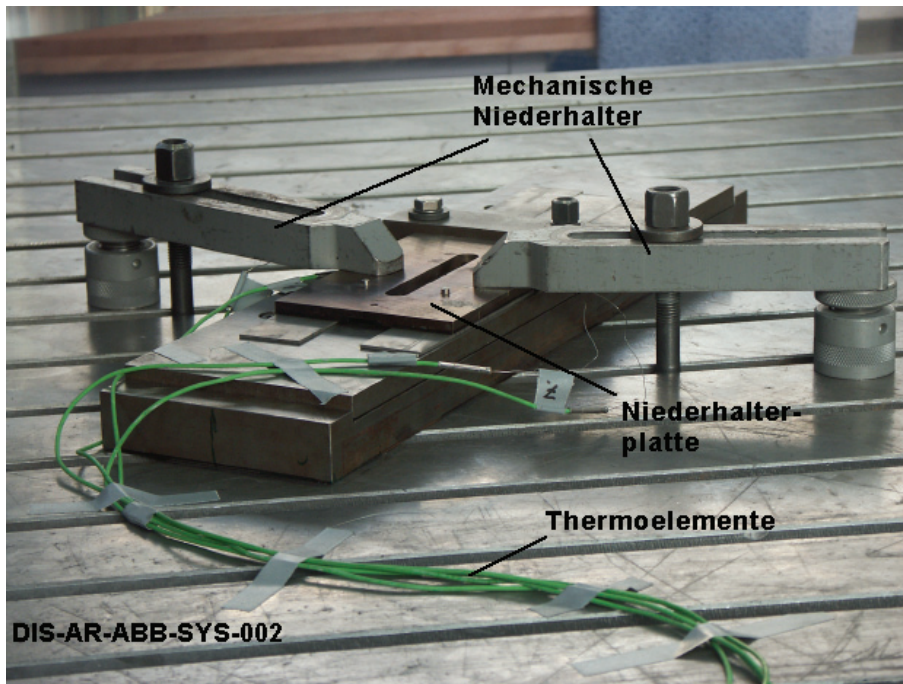


Abbildung 11: HFDB Klammerung mit teilbarer Niederhalterplatte gespannt durch mechanische Niederhalter, mit angeschlossenen Thermoelementen.

2.5 Metallografische Charakterisierung

2.5.1 Lichtmikroskop

Für die metallografische Charakterisierung wurden Proben orthogonal zur Fügerichtung entnommen. Anschließend erfolgte das kalte Einbetten der Proben, daraufhin das Schleifen, Polieren und Ätzen. Die Vorbereitung aller Proben erfolgte mit einer auf das Aluminium als weichstem Fügepartner optimierten Poliervorschrift um den Stufenversatz in der polierten Fügeebene klein zu halten. Dies vermeidet Verfälschungen bei der Charakterisierung. Das metallografische Verfahren zum Vorbereiten der Proben ist in den Tabellen im Anhang beschrieben.

Die Zusammensetzung der Kroll Ätzlösung (92 ml Aq. dest., 6 ml HNO₃ 65%ig, 2 ml HF 40%ig, Aluminium-Ätzmittel Al m6) wurde gemäß Petzow [31] vorgenommen. Petzow [31] diente auch als Herstellungsvorschrift der für die Stahlätzung verwendeten Oxalsäure (Fe EM1, 100 ml dest. Wasser / 10 g Oxalsäure). Die Oxalsäure-Ätzung erfolgte elektrolytisch mit einem Lectropol-Gerät der Firma Struers bei einer Spannung von 19 V für 14 Sekunden. Alle in dieser Arbeit gezeigten lichtmikroskopischen Untersuchungen sind mit einem Lichtmikroskop Reichert-Jung MeF3 aufgenommen worden. Lichtmikroskopische Untersuchungen unter polarisiertem Licht erfolgten mit einem Lichtmikroskop Olympus PMG 3.

2.5.2 Raster-Elektronen-Mikroskop (REM)

Die Probenvorbereitung für die REM Untersuchungen waren vergleichbar mit denen für die Lichtmikroskopie in Kapitel 2.5.1 beschriebenen. Ein Raster

Elektronen Mikroskop DSM 962 der Firma Zeiss diente zu mikrostrukturellen Untersuchungen der in dieser Arbeit benannten EDX Analysen an DB und HFDB Proben. Die Darstellung einer artungleichen Verbindung z.B. zwischen AA 7075 T6 und 1.4301 gestaltet sich schwierig. Die in ihrer Rückstreucharakteristik verschiedenen Werkstoffe lassen nur eingeschränkt eine Darstellung der Fügeebene mit optimaler Helligkeit und Kontrast auf beiden Seiten so zu, dass Gefügemerkmale wie Korngrenzen und Ausscheidungen sichtbar werden. Eine Abbildung im reinen Topographiekontrast lässt bei gutem Kontrastverhalten die Gefügemerkmale nur schwach hervortreten. Im reinen Werkstoffkontrast wird Aluminium sehr dunkel und Stahl sehr hell dargestellt. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Vorteile des Topographie- und Werkstoffkontrastes kombiniert. Beide Kontrastarten sind mittels additiven Mischens überlagert worden. Additives Mischen der Signale aus 50 % Sekundärelektronen (SE; Topographiekontrast) sowie 50 % Rückstreuelektronen (BSE; Werkstoffkontrast) stellt die Fügeebene der ungleichartigen Verbindung mit gutem Kontrast dar.

2.5.2.1 Energie-dispersive Röntgenanalyse (EDX)

Die EDX Analysen wurden mit einem EDX-Detektor der Firma Kevex durchgeführt. Das Programm „WinEDS“ (Version 3.22) von Thomson Ltd. diente zum Quantifizieren der Messungen. Das Ermitteln der Gradienten und Zusammensetzungen der Ausscheidungen erfolgte mit den EDX-Modulen Punkt-, Mapping- sowie Linienprofilanalytik des Programms DIPS der Firma Point Electronic. Die in der jeweiligen Messung dominanten Elemente ermöglichten die Bestimmung der Gradienten ungleichartiger HFDB und DB Proben.

Bei den vorliegenden Versuchen war für den Nachweis der Legierungselemente und der zu untersuchenden Struktur ein Anpassen der jeweiligen EDX Parameter notwendig. Generell wurde die Beschleunigungsspannung zu $U_B = 15 \text{ kV}$, die $W_D = 25 \text{ mm}$, die Totzeit $T = 20 \%$, die $P = 1000 \text{ cps}$, sowie die Messzeit auf $t = 300 \text{ s}$ pro Messpunkt eingestellt.

2.6 Mechanische Charakterisierung

2.6.1 Scher- und Schälzug

Für ausgewählte DB- und HFDB Parameter sind Scher- sowie Schälzugversuche an einer Schenck-Trebel Universalzugmaschine durchgeführt worden. Die Abmessungen der HFDB sowie DB Scher- und Schälzugproben sind in Tabelle 6 respektive Tabelle 7 beschrieben.

Tabelle 6: Geometrie der HFDB sowie DB Scherzugproben.

Verfahren	Einspannlänge [mm]	Breite Fügebereich [mm]	Länge Fügebereich [mm]	Blechbreite [mm]	Länge Einzelbleche [mm]
HFDB	200 ± 1	8	50	20	120
DB	200 ± 1	20	20	20	120

Die Scherzug- als auch die Schälzugproben wurden mit den freien Enden in die Keilspannbacken der Zugprüfmaschine eingespannt und mit einer konstanten Zuggeschwindigkeit von 10 mm/min gezogen. Die Darstellung der aus dem Scherzug resultierenden Werte erfolgt in einem Diagramm mit Kraft über Traversenweg. Beim Scherzugversuch verläuft der Kraftfluss orthogonal zur Oberflächenstruktur der Fügeebene. Die Oberflächenrauheit kann aufgrund einer möglichen mechanischen Verzahnung der Oberflächen einen Einfluss auf das Scherzugergebnis haben.

Tabelle 7: Geometrie der HFDB sowie DB Schälzugproben.

Verfahren	Einspannlänge [mm]	Breite Fügebereich [mm]	Länge Fügebereich [mm]	Blechbreite [mm]	Länge Einzelbleche [mm]
HFDB	120 ±2	8	50	20	100
DB	160 ±2	20	20	20	100

Bei den Schälzugversuchen sind Kraftwirkung und Abzugsrichtung gleich gerichtet. Die Schälzugproben werden unter einem Winkel der Probenbleche von 180° zueinander gezogen. Der Schälzugversuch wird gewählt, da dieser eine Aussage über die qualitative sowie quantitative Beschaffenheit der Fügeebene zulässt. Im Gegensatz zum Scherzugversuch ist durch die Linienbelastung des Fügebereichs ein Oberflächeneinfluss orthogonal zur Krafrichtung nicht gegeben. Eventuell vorhandene mechanische Verzahnungen aufgrund einer Verpressung des zu fügenden Werkstoffs in Rauheiten der Fügeebenen haben nur einen geringen Einfluss auf das Schälzugergebnis.

2.6.2 Nanoindentation

Das GKSS Nano-Laboratorium des Instituts für Werkstoffforschung mit seinem Nanoindenter XP der Firma MTS (MTS, Inc. Minneapolis, MN) ermöglichte die im Rahmen der Untersuchungen zu dieser Arbeit durchgeführten Nanoeindringversuche. Der Nanoindenter XP war mit einem Berkovich Eindringkörper ausgerüstet. Dabei handelt es sich um eine dreiseitige Diamantpyramide mit einem Tiefen- zu Flächenverhältnis entsprechend einem Vickers-Eindringkörper.

Der Nanoindenter XP ermöglicht -im Gegensatz zu herkömmlichen Härte- und Nanohärteprüfgeräten- neben der Aufnahme von Last und Eindringtiefe eine kontinuierliche Messung der Steifigkeit im Kontaktbereich. Diese kontinuierliche Messung wird durch ein der aufgebrachten Last überlagertes Wechsellastspannungssignal ermöglicht. Dies ermöglicht die kontinuierliche Bestimmung des elastoplastischen Verhaltens des Werkstoffs in einem einzigen Belastungsabschnitt durch eine Messung des resultierenden Eindringverhaltens in der gleichen Frequenz wie die der überlagerten. Die kontinuierliche Messung ist für das Verständnis der Abhängigkeit der plastischen Deformation von der gemessenen lokalen Mikrostruktur wichtig, da sich die Steifigkeit im Kontaktbereich mit Belastung und Entlastung ändert [32].

Während des Nanohärte-Experiments wird die Last P sowie die resultierende Eindringtiefe h gemessen. Über diese Daten können bei bekannter Kontaktfläche der E-Modul sowie die Härte bestimmt werden. In der Bestimmung der Kontaktfläche liegt beim Nanohärte-Experiment die Herausforderung, da sie nicht direkt messbar ist. Sie muss aus der verwendeten Eindringkörpergeometrie und den Werkstoffeigenschaften -sowohl des Eindringkörpers als auch des zu untersuchenden Werkstoffs- bestimmt werden.

Für die exakte Bestimmung der Eindringtiefe muss sowohl die genaue Geometrie des Eindringkörpers als auch die Steifigkeit des die Kräfte aufnehmenden Rahmens bekannt sein. Für weitere Informationen wird auf [33] verwiesen.

2.7 Messung der HFDB Prozesskräfte

Die HFDB Prozesskräfte werden während des Fügens durch in die Kraftkontrolle des Roboters Tricept 805 implementierten Kraftmessdosen (siehe Kapitel 2.4.2.1) aufgenommen. Somit kann nach jedem Fügevorgang die eingestellte Kraft mit der gemessenen verglichen werden.

2.8 Messung der HFDB Prozesstemperatur

Die dieser Arbeit zugrunde liegenden Prozesstemperaturen wurden mit Thermoelementen gemessen. Ein bei GKSS entwickeltes PC-basiertes Messprogramm sowie Datenerfassungssystem zeichnete die Temperaturdaten auf. Das Datenerfassungssystem besteht aus einem Messverstärker mit integriertem Analog-Digital-Wandler SCXI von National Instruments. Dieses System kann auf bis zu 32 Kanälen Signale mit einer Abtastrate von maximal 333 kHz erfassen, die mit dem auf Labview programmierten Messprogramm ausgewertet werden. Für die Messungen wurden Thermoelemente vom Typ k (Nickel-Chrom / Aluminium) der Firma Thermocoax mit einem Durchmesser von 0,5 mm eingesetzt. Die Thermoelemente sind an der Mess-Spitze mit dem Mantel verschweißt (TM, „grounded hot junction“) und haben durch die gute Wärmeleitung im Messbereich eine niedrige Ansprechzeit auf Temperaturänderungen [34].

Zusätzliche Messungen mit einer Infrarotkamera (IR Kamera) führten zu einem erweiterten Verständnis der Temperaturentwicklung während des HFDB Vorganges. Die verwendete IR Kamera vom Typ VarioTHERM der Firma Jenoptik GmbH ist mit einem PC basierten Meßsystem verbunden. Die IR Kamera erfasst Temperaturen von -25 °C bis $+1200\text{ °C}$ in einem Spektrum von $3\text{ }\mu\text{m}$, $4\text{ }\mu\text{m}$ sowie $5\text{ }\mu\text{m}$. Die eingesetzte IR Kamera kann sowohl Filmsequenzen, als auch Einzelbilder aufnehmen.

Vor Messbeginn sind Thermoelemente an definierten Positionen im Bereich des HFDB Werkzeugpfades positioniert worden. Die Infrarotkamera war für Vergleichsmessungen erhöht mit einem lichten Abstand von 125 cm und einem Winkel von 25° auf die HFDB Klammerungsvorrichtung eingerichtet (siehe Abbildung 12). Diese Position ist gewählt worden, um einer Kollision mit dem Schweißkopf des Roboters vorzubeugen.

Mattschwarz lackierte Spannvorrichtung und HFDB Werkzeug verminderten verfälschende Reflektionen der Wärmestrahlung.

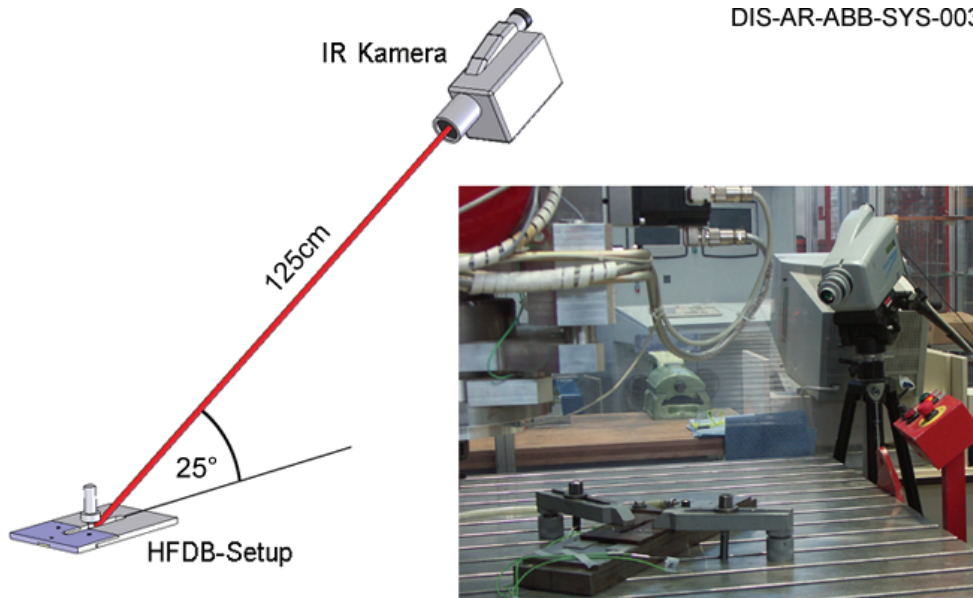


Abbildung 12: Schematische Skizze sowie Foto des Aufbaus der Temperaturmessung mit Infrarotkamera für die HFDB Versuche.

Bei Vorversuchen lag ein Thermoelement mittig im Fügepfad eingepresst zwischen den zu fügenden Blechen orthogonal zur HFDB Richtung. Für die folgende Versuchsreihe wurden zwei und in Einzelfällen vier Thermoelemente in funkenerosiv eingebrachte Bohrungen der HFDB Unterlage unter Einsatz von Temperaturleitpaste eingebracht. Die Führungsbohrungen mit einem Durchmesser von 0,5 mm sind in Abständen von 10 mm in die Mittelebene der 2 mm starken Unterlage gesetzt. Die Lage der Thermoelemente relativ zur HFDB Naht ist in Abbildung 13 beschrieben. Je nach Position in der Unterlage hatten die Bohrungen eine Tiefe von 20 mm, 18 mm, sowie 14 mm. Die Mess-Spitzen der 20 mm tief eingebrachten Thermoelemente (T8 / T7) waren mittig unterhalb der HFDB Naht positioniert. Jede Bohrung wurde vor Einbringen der Thermoelemente mit einer geringen Menge Temperaturleitpaste („Arctic Silver 5“) verfüllt. Das Einführen der Thermoelemente in die Bohrungen geschah danach per Hand. Die Messung der Länge der eingeführten Thermoelement-Enden gewährleistete, dass die Spitzen der Thermoelemente die volle Bohrungstiefe erreicht haben.

Die Überprüfung des vorliegenden Wärmeleitfalls mit Hilfe eines analytischen Verfahrens sowie eines Modells diente dem analytischen und numerischen Vergleich mit den gemessenen Werten. Dieser Vergleich ist im Anhang zu finden.

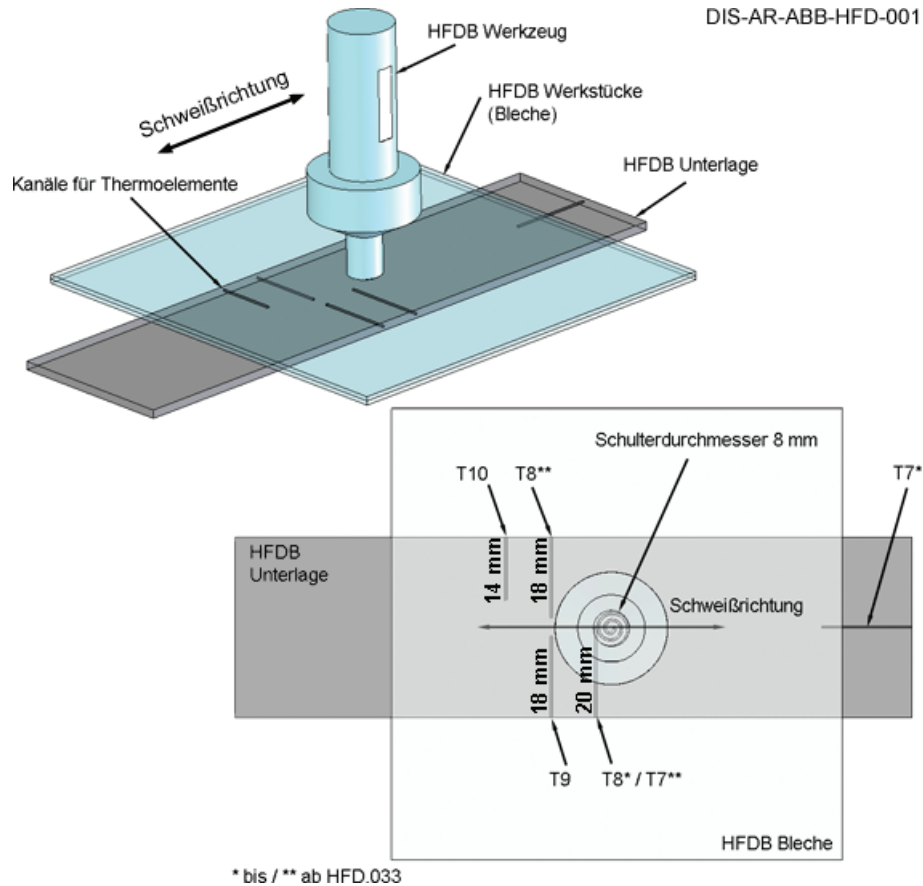


Abbildung 13: Schematische Skizze der Position der Thermoelemente in der HFDB Unterlage.

2.9 Mikrocomputer-Tomographie

An der Hochenergie Synchrotron Beamline 2 (HARWI-2) der GKSS wird durch das Hamburger Synchrotronstrahlungslabor (HASYLAB) des DESY die Möglichkeit geschaffen, mit einem Röntgen Micro-Computer Tomographen (μ CT, Prinzip siehe Abbildung 14) den Werkstofffluss von Titan- und Kupferpartikel in den HFDB Proben für diese Arbeit nachzuvollziehen. Durch die dabei angewandte Subtraktions-Mikrotomographie kann an den Absorptionskanten spezifischer Elemente die räumliche Elementverteilung im Probenvolumen dargestellt werden. Die Röntgenkamera besteht aus einem CdWO_4 Einkristall, welches die Röntgenstrahlung in sichtbare Photonen umwandelt. Die auf einem fluoreszierenden Monitor erscheinende Abbildung wird durch eine CCD – Kamera auf einem externen Monitor dargestellt. Die maximal mögliche Probengröße bei einer Auflösung von $\sim 10 \mu\text{m}$ beträgt bis 30 mm im Durchmesser und 50 mm in der Höhe. Die vorliegenden μ CT – Messungen wurden mit einer Photonenenergie von 64 keV durchgeführt. Die Probe war am Probenhalter unterhalb der Proben-schwenkvorrichtung angebracht, der sowohl eine Rotation um die Z-Achse als auch eine Translation in X/Y Richtung ermöglicht.

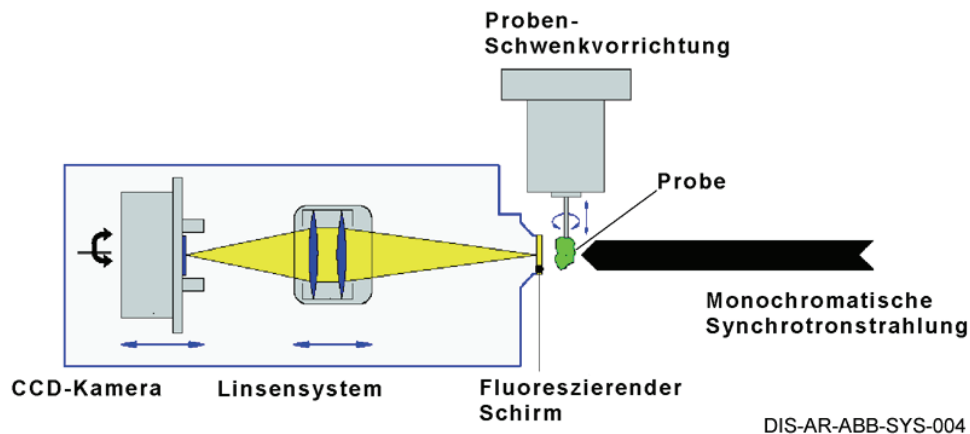


Abbildung 14: Schema des Funktionsprinzips des μ CT am HASYLAB / DESY an der GKSS Hochenergie Synchrotron Beamline 2 (HARWI-2).

Die CCD Kamera nimmt den gebeugten und mit dem Linsensystem kollimierten Strahl auf, der vorher durch den fluoreszierenden Schirm von monochromatischer Röntgenstrahlung in sichtbares Licht gewandelt wurde. Die Rekonstruktion der Daten sowie das Rendern der Volumenansichten der untersuchten Proben geschah mittels des VGstudiomax Programmes der Firma Volume Graphics. Für das Einbringen des Markerwerkstoffs wurden zwei unterschiedliche Strategien – Strategie 1 sowie Strategie 2 - verfolgt. Die für die Untersuchungen des HFDB Verfahrens eingesetzte Strategie 1 sowie Strategie 2 für die Positionierung des Markerwerkstoffs sind in Abbildung 15 sowie Abbildung 16 beschrieben.

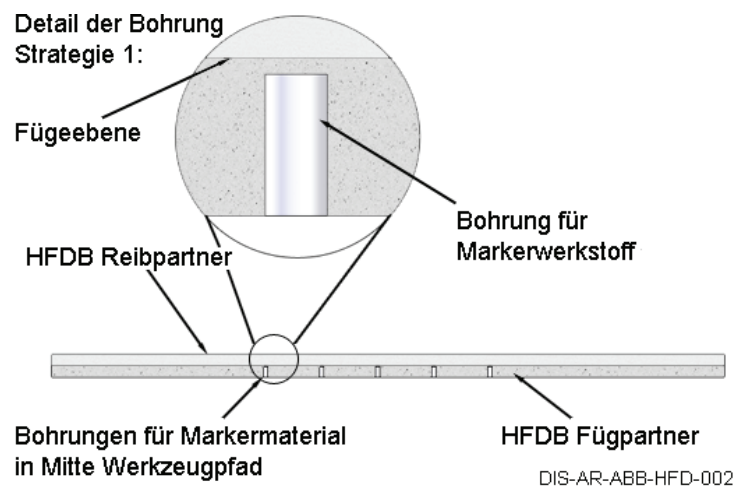


Abbildung 15: HFDB Skizze der Strategie 1 der Positionierung des Markermaterials für μ CT Untersuchungen im zuunterst liegenden Fügepartner; Bohrungen von der Unterseite bis 0,1 mm an Fügeebene heran direkt in der Mitte des HFDB Werkzeugpfads.

Vier Bohrungen in Reihe von der Unterseite des Fügepartners eingebracht dienten je Fügepartner als Grundlage für Strategie 1. Der Durchmesser der Bohrungen betrug 1,0 mm. Die Bohrungen endeten ein bis zwei zehntel Millimeter unterhalb der Fügeebene. Der Abstand der Bohrungen betrug zehn Millimeter. Das Verfüllen des Markerwerkstoffs in die Bohrungen geschah mittels Papiertrichter. Die Bohrungen wurden mit transparentem Klebband an der Unterseite verschlossen.

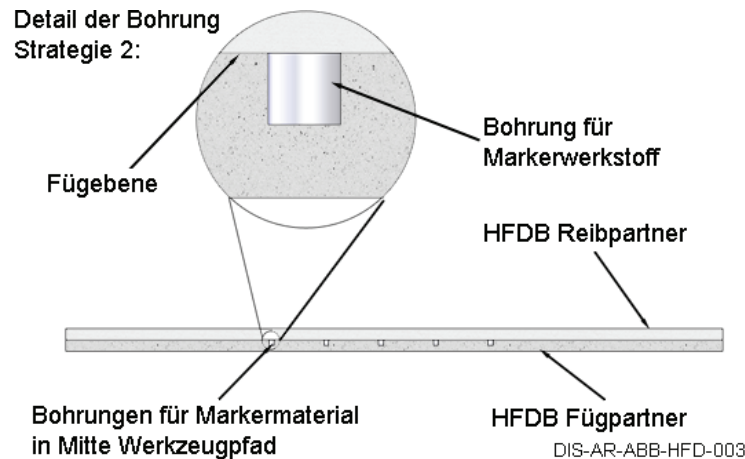


Abbildung 16: HFDB Skizze Strategie 2 der Positionierung des Markermaterials für μ CT Untersuchungen im zuunterst liegenden Fügepartner; Bohrungen an der Oberseite zur Fügeebene hin offen direkt in der Mitte des HFDB Werkzeugpfads.

Das Einbringen der Bohrungen geschah bei Strategie 2 von der Oberseite des Fügepartners. Die Bohrungen waren als Sacklöcher mit einem Millimeter Tiefe ausgeführt. Analog zu Strategie 1 sind vier Bohrungen in Reihe eingebracht worden. Der Abstand der Bohrungen betrug zehn Millimeter. Das Verfüllen des Markerwerkstoffs in die Bohrungen geschah wie bei Strategie 1. Die Bohrungen wurden nicht verschlossen. Der unten liegende Fügepartner wurde dann mit den nach oben offenen Bohrungen auf die HFDB Unterlage gelegt, mit dem Reibpartner abgedeckt und fixiert. Als Abwandlung der oben beschriebenen Vorbereitungsstrategien ist das Cu-Pulver in das obere Blech, sowie das Ti-Pulver in das untere Blech eingebracht worden.

3 Ergebnisse

3.1 HFDB: Prozessbeschreibung und Prinzipien

Das HFDB ist ein im Rahmen dieser Arbeit entwickeltes Fügeverfahren, welches die Vorteile des FSW und des Diffusionsschweißens verbindet [35].

Mit dem HFDB können artungleiche Überlappverbindungen, Stumpfstoß-Verbindungen dünner Schichten (zurzeit 0,1 mm bis 0,7 mm als Reibpartnerdicke) sowie Verbindungen von dünnen Schichten und Feibleche auf Substrate hergestellt werden. Im Gegensatz zum FSW wird hierbei der zuunterst liegende Werkstoff, hier Fügepartner genannt, nicht durch einen Stift penetriert oder verrührt. Die Wärmeeinbringung beim HFDB geschieht durch die Reibvorgänge des HFDB Werkzeugs auf der Oberfläche des zuoberst liegenden Werkstoffs, hier Reibpartner genannt.

Die Reibfläche des HFDB Werkzeugs reibt unter axialer Kraft, Rotation und Translation auf dem zuoberst liegenden Werkstück (siehe Abbildung 17), dem Reibpartner. Das Werkzeug (siehe Abbildung 17 (1)) erzeugt Reibungswärme, der Reibpartner (siehe Abbildung 17 (2)) wird teilweise plastifiziert und umgeformt. Diffusionsvorgänge in der Fügeebene (siehe Abbildung 17 (3)) führen zum Verschweißen der Fügepartner.

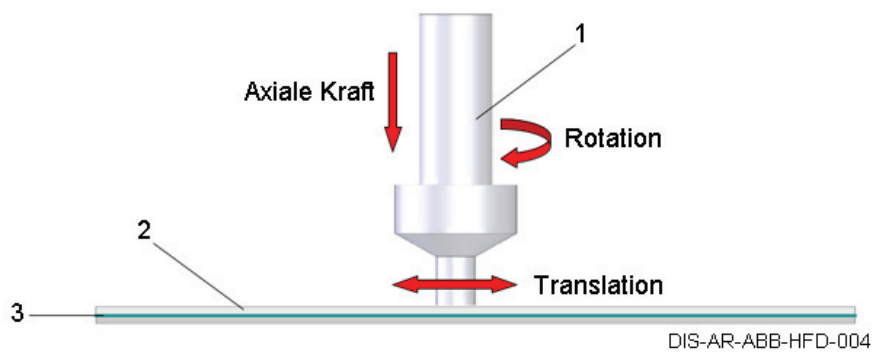


Abbildung 17: HFDB Prinzipskizze; HFDB Werkzeug (1) erzeugt durch axiale Kraft und Rotation Reibungswärme, der Reibpartner (2) wird teilweise plastifiziert und umgeformt; Diffusionsvorgänge in der Fügeebene (3) führen zum Verschweißen von Reib- und darunter liegendem Fügepartner.

3.2 HFDB Werkzeug

Das HFDB Werkzeug besteht aus der Reibfläche, die sowohl Reibfläche zum Erzeugen der Prozesstemperatur als auch Wirkfläche zum Aufbringen der Prozesskraft normal zum Reibpartner darstellt (siehe Abbildung 18).

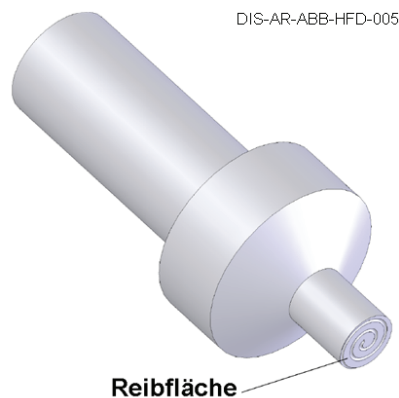


Abbildung 18: Schematische 3D-Darstellung HFDB Werkzeug mit profilierter Reibfläche (Spiralform) für optimierten Materialtransport von der Außenseite zur Mitte des Werkzeugs.

Als Werkstoff für den Reibpartner AA 7075 wurde ein auf 54 HRC gehärteter X2NiCoMo18-9-5 (1.6358) ausgewählt. Um den plastifizierten Werkstoff des Reibpartners in der Reibzone zu halten und einen Auswurf des Werkstoffs am äußeren Umfang des Werkzeugs zu verringern, ist die Reibfläche profiliert ausgeführt. Das Profil der Reibfläche stellt eine sich zur Mitte der Reibfläche verjüngende Spiralnute dar. Die funkenerosiv in die Stirnfläche der Reibfläche eingebrachten spiralförmigen und spiralabschnittsförmigen Nuten haben eine Tiefe von 0,10 mm. Da die Werkstoffdicken der Reibpartner im zehntel Millimeter Bereich liegen, sollten die Profiltiefen der Werkzeuge nicht tiefer als die Werkstoffdicken gefertigt werden. Das Brechen der scharfen Kanten der Spiralen und Spiralabschnitte geschah mit einem Mikroschleifer. Das Fertigen der HFDB Werkzeuge in zwei Durchmessern von 8 mm und 13 mm sollte die Umfangsgeschwindigkeiten klein halten. Die Reibflächen bestanden aus glatter

Oberfläche unterbrochen durch konzentrische Ringe (8 mm \varnothing) (siehe Abbildung 20 c) Oberfläche mit Spiralabschnitten am Rand (13 mm \varnothing) (siehe Abbildung 20 b) sowie Oberflächen mit Spirale (8 mm \varnothing) (siehe Abbildung 19 a). Die unterschiedlichen Geometrien der Nuten sollten den Werkstofftransport vom Umfang zum Zentrum der Reibfläche des HFDB Werkzeugs positiv beeinflussen.

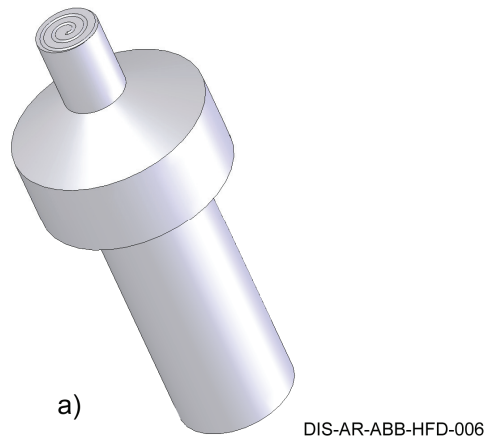


Abbildung 19: Nach Vorversuchen ausgewählte HFDB Werkzeuggeometrie a) \varnothing 8 mm, einerodierte Spiralform in die Reibfläche; 3D-Darstellung.

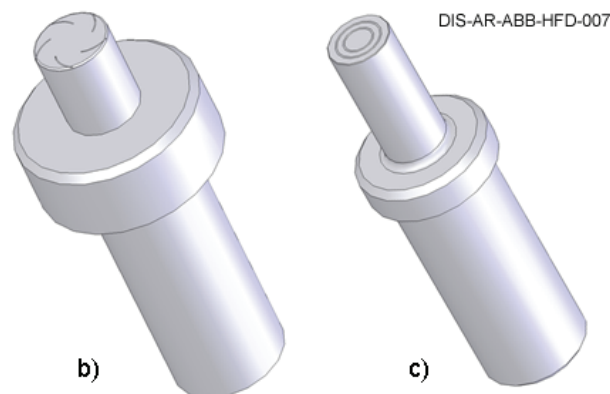


Abbildung 20: Nach Vorversuchen verworfene HFDB Werkzeuggeometrien b) \varnothing 13 mm, einerodierte Spiralabschnitte in die Reibfläche; c) \varnothing 8 mm, einerodierte konzentrische Ringe in die Reibfläche; 3D-Darstellungen.

Die Auswahl des HFDB Werkzeugs für die weitere Versuchsdurchführung wurde aufgrund der Ergebnisse der Vorversuche getroffen. Das HFDB Werkzeug aus Abbildung 20 b) mit 13 mm Durchmesser und Spiralabschnittform führte beim Aufsetzen auf die Blechoberfläche zur Zerstörung der Bleche. Das HFDB Werkzeug mit 13 mm Durchmesser stellte sich beim Aufsetzen auf den Reibpartner auf die Kante der Reibfläche auf. Dies war auf die Steifigkeit des Gesamtsystems (HFDB Werkzeug, Kraftkontrolle, 5. Achse Roboter) zurückzuführen, die zu Prozessbeginn ein Pendeln der HFDB Reibfläche zuließ. Eine steifere Lagerung der Linearantriebe der Kraftkontrolle verringerte das Pendeln, stellte dies jedoch für Werkzeuge mit 13 mm Durchmesser nicht vollständig ab. Bei HFDB Werkzeugen mit einerodierten konzentrischen Ringen aus Abbildung 20 c) war der Werkstoffrücktransport vom Umfang zurück unter das Zentrum des

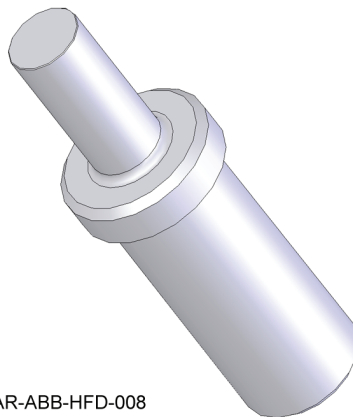
HFDB Werkzeugs nicht ausreichend. Abtragen von Werkstoff aus dem Reibpartner unterhalb der Reibfläche des HFDB Werkzeugs war die Folge. Dies führte nach wenigen Wiederholungen der Translationsbewegungen zum Zerstören des Reib- und Fügepartners.

Das HFDB Werkzeug aus Abbildung 19 a) mit 8 mm Reibflächendurchmesser sowie einer erodierten Spiralnute lieferte gute Resultate bei Oberflächenbeschaffenheit sowie mechanischer Festigkeit der Al / Al Verbindungen.

Für die zweite Versuchsreihe, mit X5CrNi18-10 (1.4301) und Ti6Al4V als zuoberst liegende Reibpartner, war der verwendete Werkzeugwerkstoff X2NiCoMo18-9-5 nicht warmfest genug. Erste Vorversuche mit 1.4301 als Reibpartner und Al als zuunterst liegender Fügepartner wurden durchgeführt.

In dieser Werkstoffkombination war der Verlauf des Prozesses instabil und regte das Werkzeug sowie den Schweißkopf zu Schwingungen an. Über einige Bereiche der Naht wurde eine Reibauftragsschweißung des HFDB Werkzeugwerkstoffs auf dem zuoberst liegenden 1.4301 Reibpartner in Verbindung mit einer unvollständigen HFDB Verbindung zum Fügepartner erzielt. Zum Ende des Prozesses drang das Werkzeug in den Reibpartner 1.4301 und den Fügepartner Aluminium ein. Das eingedrungene Werkzeug zerstörte das HFDB Blechpaket.

Aufgrund dieser Erfahrung folgten Versuche mit weiteren warmfesten Werkzeugwerkstoffen. INCONEL 625 (2.4856) eingesetzt als Werkzeugwerkstoff (siehe Abbildung 21) war nur bedingt erfolgreich, da das INCONEL 625 während des Versuchs auf den Reibpartner aufgetragen und das Werkzeug zerstört wurde.



DIS-AR-ABB-HFD-008

Abbildung 21: HFDB Werkzeug aus INCONEL 625 mit glatter, planer Reibfläche (9mmØ); 3D-Darstellung.

Wolfram-Rhenium (WRe) mit einem linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten von $4,46 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, einer Zugfestigkeit von über 1300 N/mm^2 , sowie einer Schmelztemperatur von über 3000 °C war als möglicher Werkzeugwerkstoff identifiziert worden. Für umgearbeitete X2NiCoMo18-9-5 Werkzeuge wurden HFDB Einlagen aus WRe gefertigt (siehe Abbildung 22). Die mit WRe durchgeführten HFDB Fügeversuche sind erfolgreich verlaufen. Sowohl die TiAlV64 / AA 7075, als auch die CrNi18.9 / AA 7075 HFDB Proben erzielten bei den durchgeführten qualitativen Schälzugversuchen ein Ausknöpfen des Fügepartners (AA 7075) in der Wärmeeinflusszone (WEZ) (siehe Kapitel 4.4). Die

manuelle Regelung des Vorschubs stabilisierte den HFDB Prozess. Größere Schwingungen sowie oszillierende Bewegungen des Werkzeugs oder des Handhabungssystems waren nicht zu beobachten.

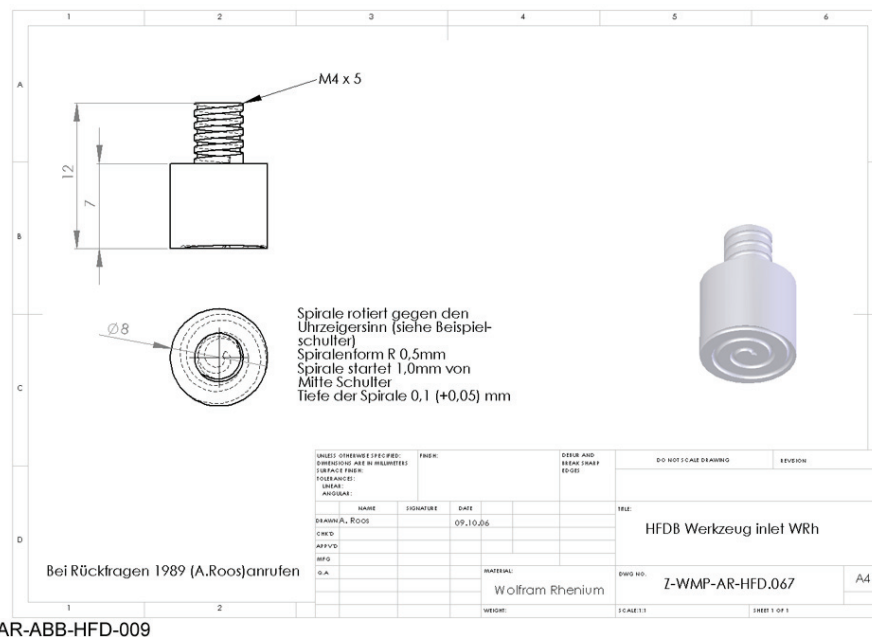


Abbildung 22: HFDB Werkzeugeinsatz aus Wolfram-Rhenium; Fertigungsskizze.

3.3 HFDB Parameter-Matrix

3.3.1 HFDB Prozessparameter

Die maßgeblichen Parameter beim HFDB sind die Prozesskraft normal zur Blechoberfläche, Rotationsgeschwindigkeit, Vorschubgeschwindigkeit sowie Anzahl der Wiederholungen des HFDB Reibvorgangs auf dem jeweiligen Reibpartner. Ein Drehzahlsensor misst die Drehzahl an der Spindel des Schweißkopfes. Die Drehzahl wird durch eine Drehzahlregelung konstant gehalten. Vier in die Plattform der Kraftkontrolle eingelassenen Kraftmessdosen messen die Prozesskraft normal zur Blechoberfläche. Eine Siemens Sinumerik CNC-Steuerung des Tricept 805 kontrolliert die Vorschubgeschwindigkeit. Die Anzahl der Wiederholungen ergibt sich aus dem jeweils eingesetzten CNC-Programm. Die Auswirkung der Prozessparameter auf die Temperaturentwicklung und Energieeinbringung werden in den Kapiteln 3.4 und 3.5 näher betrachtet.

3.3.2 HFDB Strategie der Versuchsplanung

Die beim HFDB für diese Arbeit verwendeten Blechdicken der Reibpartner belaufen sich auf 0,1 mm bis 0,7 mm. Die geringen Blechdicken führten zu den im Folgenden beschriebenen Problemstellungen und Lösungswegen.

Bleche mit 0,4 mm bis 1,4 mm Gesamtdicke plastifizieren unterhalb des HFDB Werkzeugs normal zur Reibfläche schneller als größere Blechdicken. Dies führt im ungünstigen Fall zum Eindringen des Werkzeugs in den Fügepartner. Der

Spielraum für Prozessschwankungen, z.B. der axialen Prozesskraft normal zur Blechoberfläche ist klein, wenn die Kombination aus Drehzahl und Vorschub hohe Temperaturen erzeugt. Teilweise kompensieren die als Reibpartner verwendeten hochfesten Aluminiumlegierungen, die robust auf Änderung der Axialkraft und Prozess Temperatur reagieren, diese Schwankungen. Teilweise muss die Dämpfungscharakteristik der Axialkraftkomponente in der bei GKSS entwickelten Prozesskraftkontrolle für eine erfolgreiche HFDB Verbindung zusätzlich angepasst werden.

Das Programmieren einer Kombination aus Drehzahl, Vorschub sowie niedriger Axialkraft war die Ausgangslage um ein robustes HFDB Prozessfenster für eine gegebene Werkstoffdicke und –kombination zu erzielen. Das Verhalten des Reibpaares HFDB Werkzeug und oberer Reibpartner gab Aufschluss darüber in welchem Reibbereich sich die Reibpaarung befand. Ein sehr unruhiger Lauf des HFDB Werkzeugs mit Auswurf von feinen Partikeln des zuoberst liegenden Reibpartners deutet auf geringe bis nicht erfolgte Plastifizierung und daraus resultierende Festkörperreibung hin. Das HFDB Werkzeug hat in dieser Phase eine Tendenz zum Aufstellen auf die Kante der Reibfläche. Durch die Kante sowie die Profilierung des HFDB Werkzeuges kommt es zum Abtragen des Werkstoffs des Reibpartners, eine Verbindung wird nicht hergestellt. Der zuoberst liegende Reibpartner wird hierdurch zerstört, zumindest in der Werkstoffdicke stark reduziert. Ein Erhöhen der Prozesskraft normal zur Blechoberfläche schwächt die Tendenz zum Aufstellen, bis durch lokales Fließen des zuoberst liegenden Fügepartners Misch- oder Gleitreibung zwischen HFDB Werkzeug und oberem Reibpartner eintritt. Das HFDB Werkzeug läuft ruhig auf der Reibfläche.

Ein Erhöhen der Drehzahl verschiebt das Gleichgewicht weiter in Richtung Gleitreibung. Die Temperatur nimmt ab, ein Poliereffekt tritt ein. Eine Verbindung wird nicht hergestellt. Wird ohne weitere Drehzahlerhöhung die Prozesskraft weiter vergrößert, kommt es zum Fließen des Werkstoffs unterhalb des Werkzeugs. Die HFDB Reibfläche dringt dann in das Blechpaket ein und dieses wird zerstört.

Bei einigen Betriebszuständen tritt in Vorschubrichtung an der Vorderkante des HFDB Werkzeugs Beulen des oberen Reibpartners auf. Dieser Beuleffekt führt durch Eintauchen der vorderen Werkzeugkante zum Aufreißen und Zerstören des zuoberst liegenden Reibpartners. Dem Beulen des Reibpartners kann mit weiter oben beschriebener geeigneter Parameterwahl sowie einer geeigneten Klammerungsvorrichtung begegnet werden.

3.3.3 HFDB Parameterliste

Die in Kapitel 3.4 sowie Kapitel 3.5 ausgewerteten HFDB Parameter mit den resultierenden Streckenenergien und gemessenen Temperaturen sind in Tabelle 8 aufgeführt. Die HFDB Parameter der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Schweißversuche mit den resultierenden Streckenenergien sind in Tabelle 26 im Anhang aufgeführt. Die in der Tabelle 8 beschriebenen maximalen Temperaturen entsprechen dem ersten Temperaturmaximum des jeweiligen Versuchs (siehe dazu Abbildung 23).

Tabelle 8: HFDB Parameter Prozessgeschwindigkeit, Prozesszeit, Drehzahl und Anpressdruck sowie zugehörige errechnete Streckenenergien und gemessene Prozesstemperaturen für die Kapitel 3.4 sowie 3.5.

Probennummer	Materialkombination	Streckenenergie [J/mm]	Max. Temperatur [°C]	Prozesszeit [s]	Prozessgeschwindigkeit [mm/min]	Drehzahl [min ⁻¹]	Anpressdruck [N/mm ²]
HFD.069	AA 2024 / AI 99,5	108,7	315	70	150	1100	29,8
HFD.068		67,3	320	15	650	1100	29,8
HFD.111		57,0	250	8	650	1500	49,7
HFD.067	AA 7075 / AI 99,5	106,9	300	70	150	1100	29,8
HFD.106		56,1	280	35	650	1500	49,7
HFD.107		56,1	270	40	780	1500	59,7
HFD.039	AA 7075 / AA 2024	111,8	300	100	150	1150	1500,0
HFD.109		80,5	325	55	780	1500	2500,0
HFD.108		56,0	290	53	650	1500	2500,0

3.4 HFDB Prozessparameter und Temperaturentwicklung

Das HFDB Verfahren erzeugt einen charakteristischen Temperaturverlauf, der in Abbildung 23 am Beispiel der AA 7075 / AI 99,5 HFDB Probe HFD.067 dargestellt ist. Der Temperaturverlauf ergibt sich durch das mehrmalige Überfahren des in die Probe eingearbeiteten Thermoelements (siehe Kapitel 2.8) vom Startpunkt des Werkzeugs über das Thermoelement hinweg bis zum Umkehrpunkt und wieder zurück.

Bereich A beschreibt die Prozesszeit in der sich das HFDB Werkzeug vom Startpunkt zum Thermoelement T7 hinbewegt. Der Bereich B zeigt die Prozesszeit, in der sich das Werkzeug vom Thermoelement zum Umkehrpunkt und wieder zum Thermoelement bewegt. Der Bereich C stellt die Prozesszeit, in der sich das Werkzeug vom Thermoelement zum Startpunkt bewegt, dar.

Ein voller Prozesszyklus verläuft also in Abbildung 23 vom Bereich A über B bis C und beginnt danach von neuem. Für die Probe HFD.067 wurde zum Ende des Prozesses das Werkzeug nach Überfahren des Thermoelements am Umkehrpunkt vom Reibpartner abgehoben. Aus diesem Grund erfolgt das Ende des Prozesses am Umkehrpunkt. Nach dem Abheben des Werkzeugs kühlt die Probe innerhalb von 4 s unter die minimale Prozesstemperatur von 93 °C ab (siehe Abbildung 23).

Die Dauer der Prozesszeit wird durch die Geometrie des zu fügenden Bereiches, die Höhe der Vorschubgeschwindigkeit und die Anzahl der Wiederholungen bestimmt. Für die zur Schälzugcharakterisierung verwendete HFDB Probe HFD.067 ergibt eine programmierte Länge von 20 mm, eine Vorschubgeschwindigkeit von 2,5 mm/s, sowie 7 Wiederholungen eine Prozesszeit von 56 s. Um die reale gefügte Länge zu erhalten wird zur programmierten Länge des HFDB Pfades der zweifache Radius der Reibfläche des Werkzeugs addiert, was im vorliegenden Fall einer realen gefügten Länge von 28 mm entspricht.

HFDB Probe HFD.067 Temperaturmessung

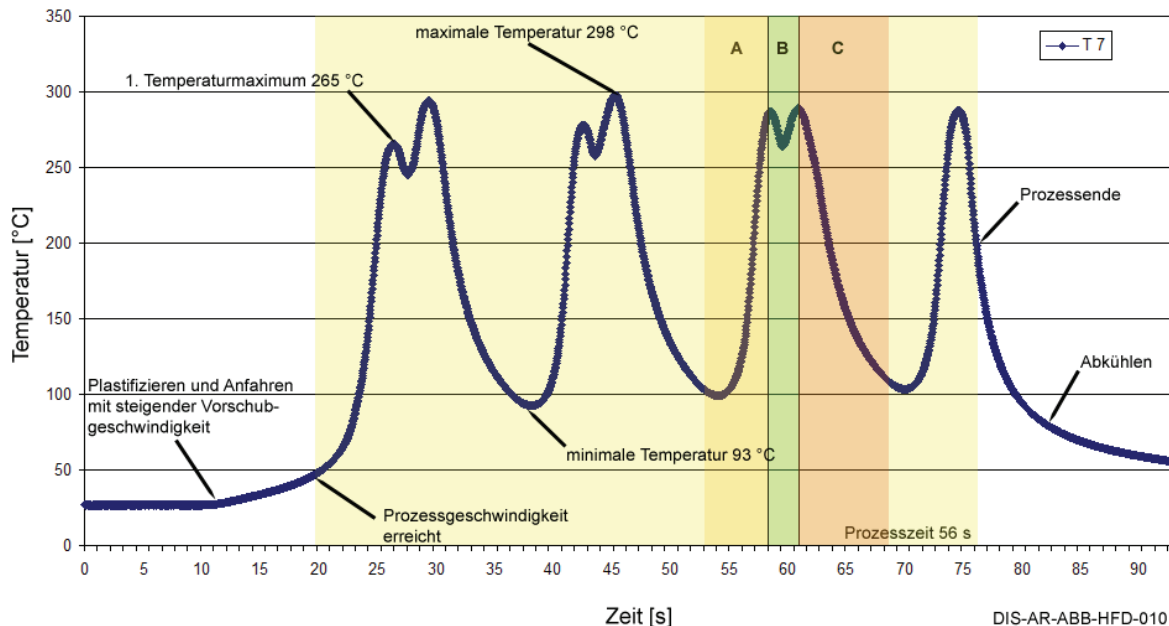


Abbildung 23: Temperaturmessung an der AA 7075 / Al 99,5 HFDB Probe HFD.067; Thermoelement T7 in Mitte Werkzeugpfad 0,5mm unterhalb des HFDB Werkzeugs wird von diesem mit mehreren Wiederholungen überfahren; Bereich A: Prozesszeit von Startpunkt bis Thermoelement; Bereich B: Prozesszeit von Thermoelement bis Endpunkt und zurück zu Thermoelement; Bereich C: Prozesszeit bis Startpunkt; hellgelber Bereich: gesamte Prozesszeit von 56 s.

In der Literatur finden sich unterschiedliche analytische Ansätze zum Erfassen der beim FSW entstehenden Temperaturen. Die meisten Autoren [36-39] mit Ausnahme von Dong et al [40] vernachlässigen die durch die Scherkräfte des FSW Stifts generierte Wärme. Den größten Anteil an der Wärmeerzeugung sprechen die Autoren der Werkzeugreibfläche zu.

Dies hat möglicherweise den Ursprung darin, dass in den vorliegenden Arbeiten durchweg dünne Bleche für die Untersuchungen verwendet wurden. Somit ist die Wärmegenerierung durch die Scherkräfte am Stift im Verhältnis zu der durch die Reibung an der Werkzeugreibfläche erzeugten Wärme gering. Der Stift hat in diesem Fall einen deutlich geringeren Anteil an der Wärmeeinbringung in die Probenbleche als die Werkzeugreibfläche.

Für die in dieser Arbeit vorliegenden Werkstoffdicken sowie das stiftlose HFDB Werkzeug können diese Modelle somit gut für eine analytische Betrachtung hinzugezogen werden. In Abbildung 24 und Abbildung 25 werden die Konventionen und Bezeichnungen für die in dieser Arbeit verwendeten Begriffe dargestellt.

Die für diese Arbeit ausgewerteten Temperaturen für das erste Temperaturmaximum, die maximale gemessene Prozesstemperatur, sowie die minimale Prozesstemperatur sind in Tabelle 9 dargestellt.

Tabelle 9: Minimale und maximale gemessene Prozesstemperaturen für die im Rahmen der Arbeit untersuchten HFDB Verbindungen geordnet nach dem 1. Temperaturmaximum.

Probennummer	1. Temperaturmaximum [°C]	Maximale Temperatur [°C]	Minimale Temperatur [°C]
HFD.111	189	247	103
HFD.108	221	290	59
HFD.107	229	270	58
HFD.067	265	300	93
HFD.106	265	280	67
HFD.068	266	320	44
HFD.109	279	325	82
HFD.039	284	300	67
HFD.069	287	315	85
HFD.104	294	340	78
HFD.064	309	340	91

Die voreilende Seite des HFDB Werkzeuges dreht in Vorschubrichtung, die nacheilende Seite dreht entgegengesetzt zur Vorschubrichtung. Der Fügedruck normal zum Reibpartner errechnet sich aus der eingestellten Prozesskraft normal zur fügenden Werkstoffoberfläche des Reibpartners dividiert durch die Reibfläche des Werkzeuges.

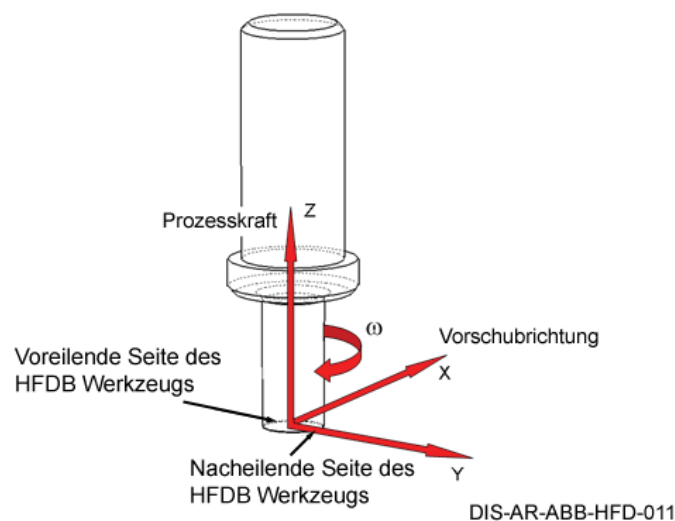


Abbildung 24: Konventionen und Bezeichnungen am HFDB Werkzeug für den HFDB Prozess.

Die durch die Reibung der HFDB Werkzeugschulter auf dem zuoberst liegenden Blech entstehende Reibungswärme soll quantifiziert werden. Die Autoren [41] sprechen von 1-2 kW, welche durch die FSW Werkzeugschulter durch Reibung erzeugt werden kann. Eine analytische Betrachtung wird durch Frigaard et al [38] beschrieben. Die Autoren gehen davon aus, dass die Werkzeugoberfläche aus

infinitesimal kleinen Ringen mit der Dicke dr aufgebaut sind. Der Reibungswiderstand wird zu:

$$dF_r = \mu \cdot N \cdot dA = 2 \cdot \pi \cdot \mu \cdot p(r) \cdot r \cdot dr. \quad (3.1)$$

Hierbei ist: dF_r [N] die Widerstandskraft jeden Elements, μ der Reibkoeffizient,

r [m] der Radius, $p(r) = P = \frac{N}{\pi \cdot R^2}$ die als konstant angenommene Druckverteilung

über die Oberfläche und N die Normalkraft zur Oberfläche. Um das Werkzeug bei Vorliegen von Reibung in Rotation zu versetzen folgt für die dafür notwendige Energie:

$$q_0 = \dot{Q} = \int_{R_i}^{R_0} v \cdot dF_r = \int_{R_i}^{R_0} r \cdot \omega \cdot 2 \cdot \pi \cdot \mu \cdot P \cdot r \cdot dr. \quad (3.2)$$

Da der Einfluss des, im Falle des HFDB Werkzeuges nicht vorhandenen Stiftes vernachlässigt werden darf, können die vorliegenden Gleichungen weiter vereinfacht werden um sie auf den HFDB Prozess zu übertragen. Vernachlässigt man den Einfluss des Stiftes und setzt $R_i = 0$, so folgt für den Wärmestrom:

$$\dot{Q} = \frac{4}{3} \cdot \pi^2 \cdot \mu \cdot P \cdot n \cdot R^3. \quad (3.3)$$

Hierbei ist: ω [Rad/s] die Winkelgeschwindigkeit, n [1/s] die Drehzahl, R der Radius bis zur Außenseite der Werkzeugreibfläche.

Ein schwer zu bestimmender Faktor in obiger Gleichung ist der Reibungskoeffizient μ . Dieser hängt davon ab, ob Haftreibung, Mischreibung oder Gleitreibung vorliegt. Weiterhin ändert sich μ mit der herrschenden Temperatur, der Normalkraft, sowie der Reibungsgeschwindigkeit. Aus diesem Grund wird empfohlen [24], μ für eine bestimmte Anwendung gegebenenfalls experimentell zu bestimmen.

Eine Näherung gibt [42]. Für die Stoffpaarung Stahl-Aluminiumlegierung wird für den trockenen Zustand $\mu = 0,1$ bis $0,28$ „oder größer“ und für den geschmierten Zustand $\mu = 0,05$ bis $0,18$ angegeben.

Eine alternative Darstellung des Reibungskoeffizienten beschreibt Kalpakjian [43] durch

$$\mu = \frac{\tau A_r}{\sigma A_r} = \frac{\tau}{\sigma}. \quad (3.4)$$

τ ist hierbei die maximale Scherspannung des Werkstoffs, σ die Normalspannung. A_r sind die real vorhandenen Kontaktflächen der Reibpaarung.

Kalpakjian geht davon aus, dass der maximal erzielbare Reibungskoeffizient durch die bei fortschreitender Erwärmung während des Reibprozesses niedrigeren möglichen Scherkräfte, auch bei einem weiteren Erhöhen der Normalkraft, eingeschränkt ist. Im Falle des Reibpartners AA 7075 T6 folgt nach (3.4) für den

maximal erzielbaren Reibungskoeffizienten $\mu = \frac{331}{572} = 0,58$. Dieser Wert weicht von

den in [42] beschriebenen Tabellenwerten für die Reibungskoeffizienten sowohl der Reibpaarung Al / Al, als auch Al / Stahl ab. Aufgrund dieser Abweichung wird nach (3.5) der Wärmestrom an verschiedenen Werten für mögliche Reibungskoeffizienten berechnet. Als Reibungskoeffizienten bieten sich für die Werkstoffpaarung Stahl/Aluminium die beiden Extremwerte aus [42] sowie der errechnete Wert nach (3.4) an.

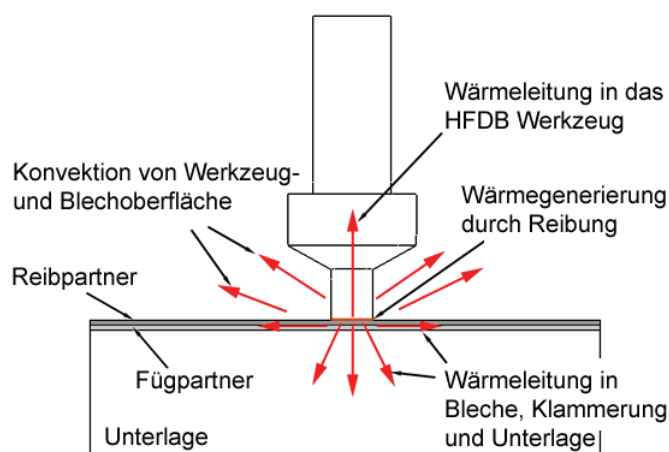
Tabelle 10: Berechnete Wärmeströme und Temperaturänderungen bei unterschiedlichen Reibungskoeffizienten für die Reibpaarung Stahl/Fe.

	μ	\dot{Q} [W]	dT [K]
Aus [43]	0,58*	729,1	138,9
Aus [42]	0,05**	62,9	12,0
Aus [42]	0,30***	377,1	71,8

*errechneter Wert aus (3.4), **niedriger Wert aus [42], ***hoher Wert aus [42]

Die mit Hilfe des Reibungskoeffizienten nach (3.4) errechneten Werte für die Temperaturerhöhung liegen näher an den im Versuch gemessenen Werten. Dennoch sind die errechneten Werte für die Temperaturerhöhung niedriger als die gemessenen Werte. Die höheren gemessenen Prozesstemperaturen können in einem größeren realen Reibungskoeffizienten begründet sein. Auch kann ein geringeres Werkstoffvolumen als für die analytische Betrachtung angenommen und die daraus resultierende langsamere Ableitung des Wärmestroms eine höhere gemessene Prozesstemperatur bewirken. Ein weiterer Faktor für den Wärmetransport ist die Dicke des betrachteten Blechpakets im Verhältnis zu dessen Fläche (siehe Plausibilitätsbetrachtung Thermomessung im Anhang). Zum Verständnis der Ableitung der beim HFDB entstehenden Wärmeenergie sollen die Wärmeströme näher betrachtet werden.

Die HFDB Reibungswärme wird durch unterschiedliche Wärmeleitungsmechanismen vom Ort der Entstehung abgeleitet. (siehe Abbildung 25). Durch Wärmeleitung wird die Wärmeenergie direkt in das Werkzeug, in den zuoberst liegenden Reibpartner, sowie in die darunter liegenden Bleche eingeleitet. Durch Wärmestrahlung wird die Wärme von der Werkzeug-, Blech- sowie Klammerungsoberfläche abgestrahlt. Diese Wärmetransportvorgänge laufen durch die ungleichen Wärmeleitkoeffizienten und den zu durchlaufenden unterschiedlichen Werkstoffdicken unterschiedlich schnell ab.



DIS-AR-ABB-HFD-012

Abbildung 25: Generieren und Ableiten der Wärme beim reibbasierten HFDB Fügevorgang.

Eine Berechnungsgrundlage für die zeitlichen Verläufe des Wärmestroms beim FSW nach Russel et al [39] gibt die Möglichkeit, analytisch die Temperaturverläufe für einen HFDB Versuch nachzubilden (siehe Tabelle 11).

Tabelle 11: Temperaturverläufe beim HFDB in zeitlicher Abstufung dargestellt nach [39].

Zeitkonstante	Beschreibung	Formel	Wert [s]
t1	Zeit für Wärmestrom durch Werkstück*	d^2/a	$1,9 \cdot 10^{-9}$
t2	Zeit für Wärmestrom durch Werkzeugradius*	R^2/a	$6,8 \cdot 10^{-8}$
t3	Zeit für eine Werkzeugumdrehung	$1/\omega$	0,04
t4	Werkzeug-Werkstück Interaktionszeit	$2R/v$	0,74

*bis erste Temperaturerhöhung gemessen wird

Die errechneten Werte zeigen für den Wärmedurchgang durch das HFDB Werkstück das kleinste Zeitintervall. Für ein Zeitintervall kleiner oder gleich $t_1 = 1,9 \cdot 10^{-9}$ s kann beim HFDB der Wärmestrom durch das Werkstück unterhalb der Reibfläche des Werkzeugs als eindimensional betrachtet werden.

Wie in Abbildung 26 zu sehen, hat die Variation der in Kapitel 3.3.1 beschriebenen HFDB Prozessparameter Einfluss auf die HFDB Prozesstemperatur. Die AA 2024 / AI 99,5 HFDB Proben in Abbildung 26 sind nach aufsteigenden Prozesstemperaturen von 246 °C bis 287 °C geordnet. Für ein Ansteigen der Prozesstemperatur von 246 °C auf 266 °C blieb die Vorschubgeschwindigkeit konstant, die Prozesskraft normal zum Reibpartner sowie die Drehzahl wurden verringert. Für ein Ansteigen der Prozesstemperatur von 266 °C auf 287 °C wurden die Prozesskraft normal zum Reibpartner sowie die Drehzahl konstant gehalten und die Vorschubgeschwindigkeit verringert.

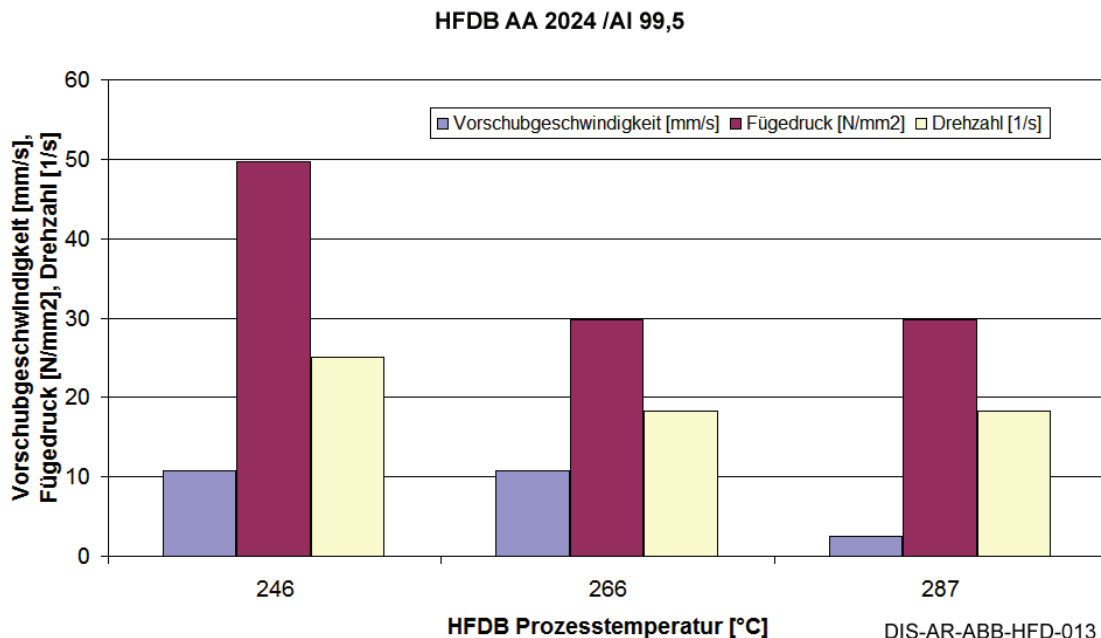


Abbildung 26: HFDB von AA 2024 / AI99,5; Vorschubgeschwindigkeit, Drehzahl sowie Fügedruck normal zum Reibpartner über der korrespondierenden Prozesstemperatur des ersten Temperaturmesszyklus aufgetragen.

Die AA 7075 / AA 2024 HFDB Proben in Abbildung 27 sind nach ansteigenden Prozesstemperaturen von 221 °C bis 284 °C geordnet.

Für ein Ansteigen der Prozesstemperatur von 221 °C auf 279 °C ist hier die Vorschubgeschwindigkeit erhöht, die Prozesskraft normal zum Reibpartner sowie die Drehzahl konstant und somit die Streckenergie verringert. Dies ist konträr der für die Werkstoffpaarung AA 2024 / Al 99,5 gemachten Beobachtung in Abbildung 26, bei der ein Absenken der Vorschubgeschwindigkeit und damit ein Erhöhen der Streckenergie (siehe Kapitel 3.5), wie erwartet für ein Ansteigen der Prozesstemperatur verantwortlich ist.

Für ein weiteres marginales Ansteigen der Prozesstemperatur von 278 °C auf 284 °C wurden die Prozesskraft normal zum Reibpartner, die Drehzahl, sowie die Vorschubgeschwindigkeit verringert.

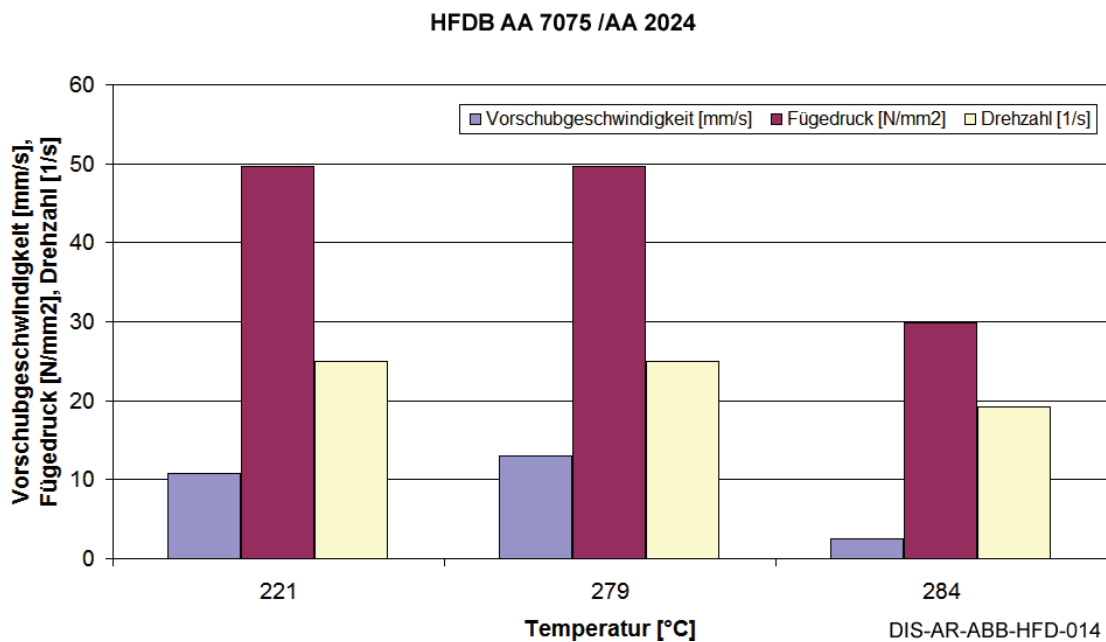


Abbildung 27: HFDB von AA 7075 / AA 2024; Vorschubgeschwindigkeit, Drehzahl sowie Fügedruck normal zum Reibpartner über der korrespondierenden Prozesstemperatur des ersten Temperaturmesszyklus aufgetragen.

Die AA 7075 / Al 99,5 HFDB Proben in Abbildung 28 sind nach ansteigenden Prozesstemperaturen von 229 °C bis 265 °C geordnet.

Für ein Ansteigen der Prozesstemperatur von 229 °C auf 265 °C ist die Vorschubgeschwindigkeit, die Prozesskraft normal zum Reibpartner sowie die Drehzahl verringert worden. Dies entspricht der für die Werkstoffpaarung AA 7075 / Al 99,5 gemachten Beobachtung in Abbildung 27.

Eine erniedrigte Prozesskraft normal zum Reibpartner, eine verringerte Vorschubgeschwindigkeit sowie eine konstante Drehzahl erzielten einen Anstieg der HFDB Prozesstemperatur von 229 °C auf 265 °C.

Die Auswirkung der Änderung der HFDB Parameter auf die Prozesstemperatur ist zusammengefasst in Tabelle 12 dargestellt.

HFDB AA 7075 / Al 99,5

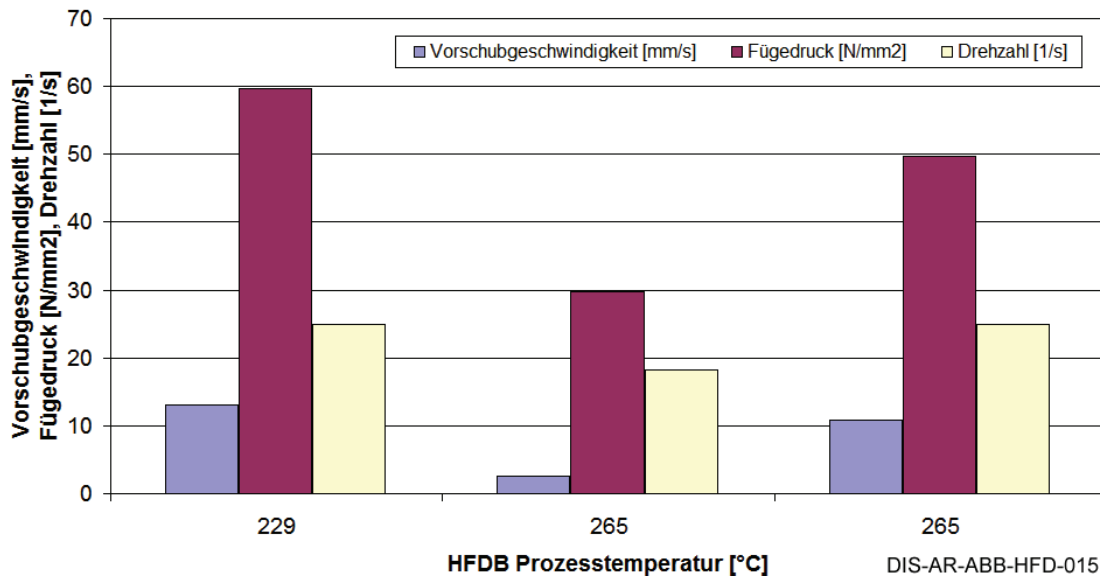


Abbildung 28: HFDB von AA 7075 / Al 99,5; Vorschubgeschwindigkeit, Drehzahl sowie Fügedruck normal zum Reibpartner über der korrespondierenden Prozesstemperatur des ersten Temperaturmesszyklus aufgetragen.

Tabelle 12: Auswirkungen der Änderung der HFDB Parameter auf die gemessenen Prozesstemperaturen nach Abbildung 26, Abbildung 27, Abbildung 28.

Ersichtlich aus	Abbildung 27	Abbildung 28	Abbildung 26	Abbildung 27	Abbildung 26
Werkstoffpaarung	AA 7075 / AA 2024	AA 7075 / Al 99,5	AA 2024 / Al 99,5	AA 7075 / AA 2024	AA 2024 / Al 99,5
Fügedruck normal zum Reibpartner	Konstant	Verringert um 17 %	Konstant	Verringert um 40 %	Verringert um 40 %
Drehzahl	Konstant	Konstant	Konstant	Verringert um 23 %	Verringert um 27 %
Vorschubgeschwindigkeit	Erhöht um 20 %	Verringert um 17 %	Verringert um 77 %	Verringert um 81 %	Konstant
Prozess Temperatur	Ansteigend von 221 °C auf 279 °C um 26 %	Ansteigend von 229 °C auf 265 °C um 16 %	Ansteigend von 266 °C auf 287 °C um 8 %	Ansteigend von 279 °C auf 284 °C um 2 %	Ansteigend von 246 °C auf 266 °C um 8 %

Die gemessenen Prozesstemperaturen lassen keinen Zusammenhang mit den Änderungen der einzelnen HFDB Parametern erkennen. Aus diesem Grund wurde ein Vergleich der HFDB Prozesstemperatur sowohl mit der Streckenenergie (siehe Kapitel 3.5) als auch mit der Schweißsteigung (Weld Pitch, WP) durchgeführt. Der Quotient aus Drehzahl durch Vorschubgeschwindigkeit wird in [44] als Weld Pitch (WP, Schweißsteigung) nach

$$WP = \frac{n}{v_{HFDB}}, n [s^{-1}], v_{HFDB} [mm s^{-1}] \quad (3.6)$$

errechnet. Ein Vergleich des WP mit der gemessenen Temperatur in Abbildung 29 zeigt ein ähnliches Ergebnis wie der Vergleich mit der Streckenenergie in Abbildung 31. Die nach (3.6) errechnete Schweißsteigung der in dieser Arbeit untersuchten Al / Al HFDB Verbindungen ist in Abbildung 29 gegenüber der im ersten Temperaturmaximum gemessenen Prozesstemperatur aufgetragen. Eine Regressionsanalyse soll den Zusammenhang von gemessener Temperatur und Schweißsteigung bestätigen. Die Regressionsanalyse sowohl der gemessenen Temperaturwerte als auch der errechneten Schweißsteigungen lassen einen gemeinsamen Trend erkennen. Mit größerer Schweißsteigung ist ein Anstieg der Prozesstemperatur des ersten Temperaturmaximums zu verzeichnen. Der Bestimmtheitsgrad der Trendlinie der Schweißsteigung ist mit $R^2 = 0,22$ niedriger als der Bestimmtheitsgrad $R^2 = 0,25$ der Streckenenergie. Die Steigung der Trendlinie der Streckenenergie befindet sich mit einem Wert von 4,3 näher an der Steigung der Trendlinie der Prozesstemperatur. Die Steigung der Trendlinie der Schweißsteigung von 0,4 ist um eine Größenordnung davon entfernt. Dies deutet darauf hin, dass ein Zusammenhang von Prozesstemperatur zur Streckenenergie besser durch die Regression erklärt wird als ein Zusammenhang von Prozesstemperatur zur Schweißsteigung.

HFDB Prozesstemperatur im Verhältnis zur Schweißsteigung

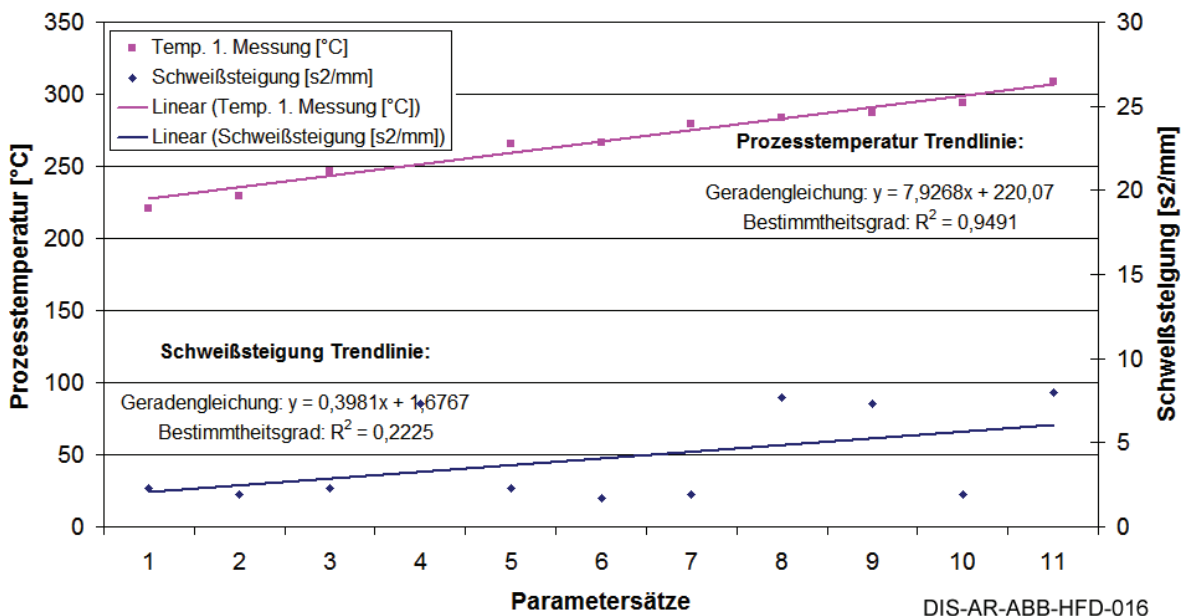


Abbildung 29: Prozesstemperatur 1.Temperaturmaximum der HFDB Al / Al Verbindungen im Verhältnis zur Schweißsteigung aufgetragen über dem jeweiligen Parameter; geordnet nach ansteigender Prozesstemperatur; Vergleich der Trendlinien, linearer Zusammenhang vermutet.

Die Streckenenergie ist im Gegensatz zur Schweißsteigung für eine erste Abschätzung der in die Schweißnaht eingebrachten Wärmeenergie geeignet. Die geringen Bestimmtheitsgrade der errechneten Werte sollten durch systematische Untersuchungen überprüft sowie statistisch abgesichert werden.

Generell ist für den HFDB Prozess zu beachten, dass der hier gezeigte Zusammenhang von Streckenenergie und Prozesstemperatur nur für das erste gemessene Temperaturmaximum gilt. Da der HFDB Prozess auch den Einsatz

von Wiederholungen der Vorschubbewegung nutzt um die notwendige Prozesstemperatur über einen längeren Zeitraum zu generieren, wird schon bei der ersten Wiederholung ein Vergleich mit der Streckenenergie hinfällig. In die Formel für die Streckenenergie (3.7) geht die Prozesszeit als Faktor nicht ein.

3.5 HFDB Prozessparameter und Streckenenergie

Mit dem in Kapitel 3.4 errechneten Wärmestrom \dot{Q} bzw. q_0 kann nach Midling et al [45] durch

$$q_s = \frac{q_0}{v_s} \text{ [J/mm]} \quad (3.7)$$

die Streckenenergie q_s als Quotient des Wärmestroms q_0 [W] und der Vorschubgeschwindigkeit v_s [mm/s] für dieses Fügeverfahren berechnet werden. Die Wechselwirkung zwischen den einzelnen Prozessparametern und deren Einfluss auf die tatsächliche Energieeinbringung ist noch nicht vollständig geklärt. Die in der Literatur genannten Formeln sollen als eine erste Näherung für die analytische Erfassung der Streckenenergie verstanden werden.

Tabelle 13: Nach (3.7) errechnete minimale sowie maximale Streckenenergien (SE) für die jeweiligen Werkstoffkombinationen der im Rahmen der Arbeit durchgeführten HFDB Verbindungen.

Werkstoffkombination	Min. SE [J/mm]	Max. SE [J/mm]
AA 2024 / Al 99,5	57,0	108,7
AA 7075 / Al 99,5	56,1	106,9
AA 7075 / AA 2024	56,0	111,8
AA 7075 / 1.4301	56,1	106,9
AA 7075 / AA 7075	46,7	113,8
AA 7075 / Ti6Al4V	60,7	154,1
1.4301 / Ti6Al4V	77,8	103,7
AA 2024 / AA 2024	68,5	-
AA 7075 / Ni-Al Bronze	-	138,7
1.4301 / AA 7075	77,8	-
AA 2024 / AA 7075	-	118,6

Wie in Kapitel 3.4 beschrieben, vergrößert respektive verkleinert in (3.3) ein Erhöhen oder Verringern des Fügedrucks sowie der Werkzeugdrehzahl den Wärmestrom. Die Streckenergie kann analog dazu durch eine niedrigere Vorschubgeschwindigkeit v_s erhöht, sowie durch Erhöhen der Vorschubgeschwindigkeit verringert werden. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die in Tabelle 13 aufgeführten nach (3.7) errechneten Streckenenergien eingesetzt. Die dargestellten Zusammenhänge sind mittels (3.3) sowie (3.7) nachzuvollziehen. Zum Vergleich wird die aus der Kombination der Prozessparameter errechnete Streckenenergie und Schweißsteigung verwendet. Die nach (3.7) errechnete Streckenenergie der Al / Al HFDB Verbindungen ist in Abbildung 31 gegenüber der im ersten Temperaturmaximum gemessenen Prozesstemperatur aufgetragen.

HFDB AA 2024 / AI 99,5

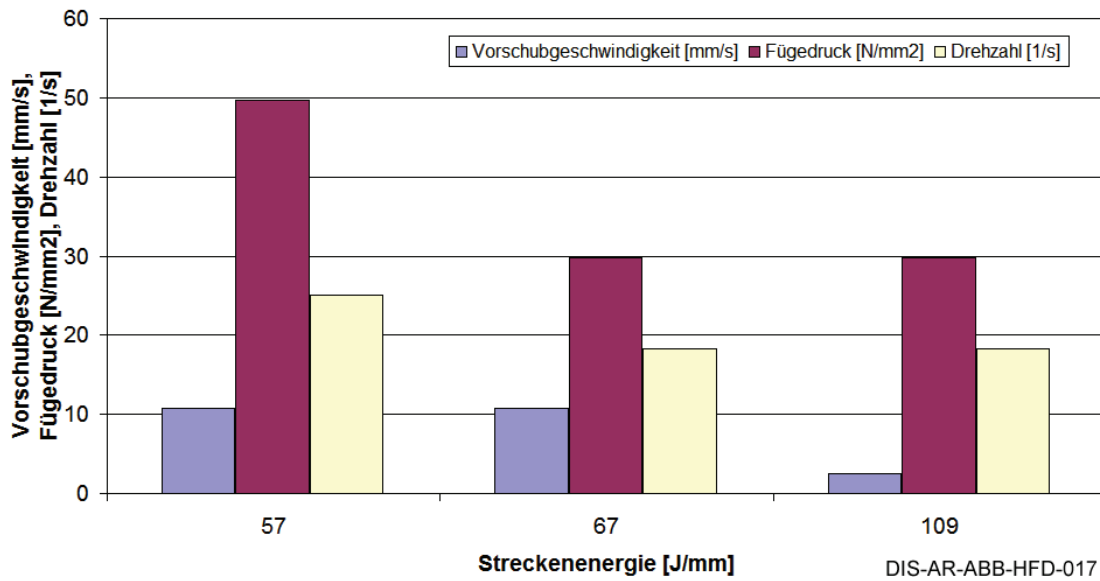


Abbildung 30: HFDB von AA 2024 / AI99,5; Vorschubgeschwindigkeit, Drehzahl sowie Fügedruck normal zum Reibpartner über der korrespondierenden Streckenenergie aufgetragen.

Da ein Zusammenhang von gemessener Prozesstemperatur und Streckenenergie vermutet wurde, ist eine Regressionsanalyse durchgeführt worden.

HFDB Prozesstemperatur im Verhältnis zur Streckenenergie

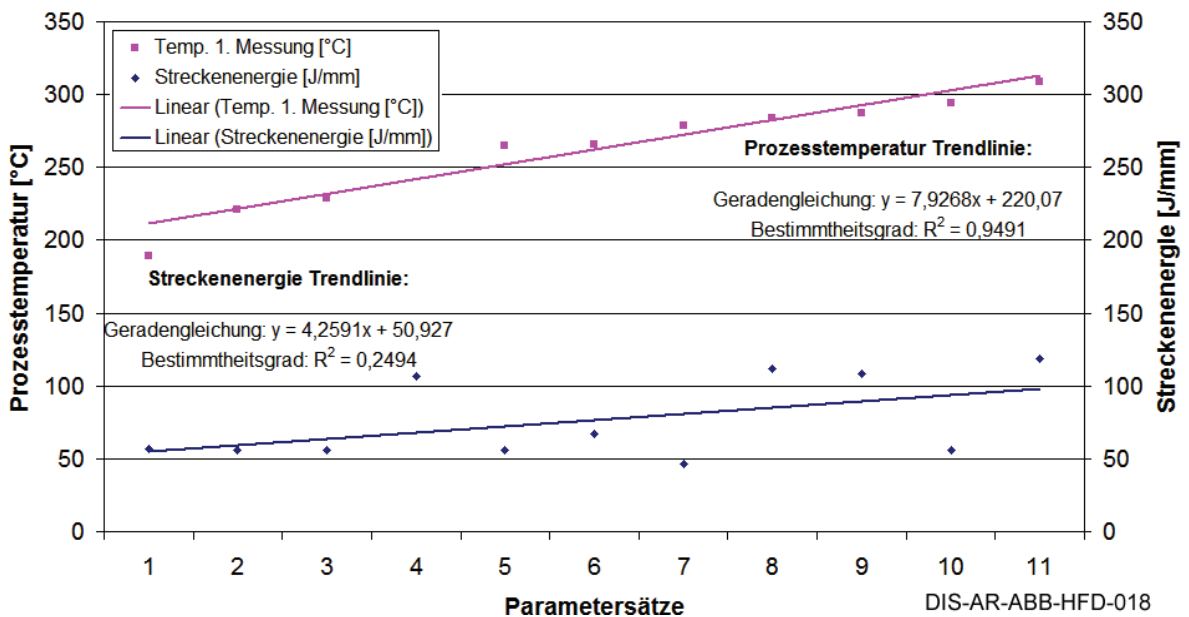


Abbildung 31: Prozesstemperatur 1.Temperaturmaximum der HFDB AI / AI Verbindungen im Verhältnis zur Streckenenergie aufgetragen über dem jeweiligen Parameter; geordnet nach ansteigender Prozesstemperatur; Vergleich der Trendlinien, linearer Zusammenhang vermutet.

3.6 HFDB: Charakterisierung der Verbindungen

Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten HFDB und DB Schweißungen sind in Tabelle 14 respektive Tabelle 15 beschrieben. Ausgesuchte Kombinationen dieser Schweißungen führten zu den Ergebnisse der vorliegenden Arbeit.

Tabelle 14: HFDB Werkstoffkombinationen.

Fügepartner	Reibpartner		
	AA 2024	AA 7075	1.4301
AA 2024	✓	✓	✓
AA 7075	✓	✓	✓
1.4301	-	✓	-
Al 99,5	✓	✓	-
Ti4Al6V	-	✓	-

Tabelle 15: DB Werkstoffkombinationen.

Fügepartner 1	Fügepartner2				
	AA 2024	AA 7075	1.4301	Al 99,5	Ti4Al6V
AA 7075	✓	✓*	✓	✓	✓
1.4301	-	✓	✓**	-	✓
Al 99,5	-	-	-	-	✓
AZ31	-	-	-	✓	-

* Zwischenschicht Cu, ** Zwischenschicht Ni

Um die Möglichkeiten des HFDB Verfahrens zu veranschaulichen sind die zusätzlich erprobten HFDB Werkstoffkombinationen inklusive der Vorversuche in Tabelle 16 dargestellt.

Tabelle 16: Alle erprobten HFDB Werkstoffkombinationen.

Fügepartner	Reibpartner			
	AA 2024	AA 7075	1.4301	Ti4Al6V
AA 2024	✓	✓	✓	-
AA 7075	✓	✓	✓	✓
1.4301	-	✓	-	-
Al 99,5	✓	✓	-	-
Ti4Al6V	-	✓	-	✓
AZ31	-	✓	-	-

4 HFDB Mikrostruktur

Die makroskopische Übersicht einer HFDB Verbindung für die Werkstoffkombination AA 7075 / AA 2024 ist in Abbildung 32 zu sehen. Die HFDB Reibfläche ist in ihrer Ausdehnung und Position als blaue Fläche über der thermomechanisch beeinflussten Zone (TMBZ) skizziert. Die Blickrichtung zeigt in Richtung der letzten Vorschubbewegung des HFDB Werkzeugs. Die Drehrichtung des Werkzeugs im Uhrzeigersinn bewirkt in diesem Fall, dass sich in Abbildung 32 die voreilende Seite links, die nacheilende Seite rechts befindet. Die Blechdicken betragen jeweils 0,3 mm. Eine axiale plastische Verformung des Reibpartners von 0,1 mm ergibt eine Dicke von 0,5 mm im Fügebereich. Auswurf des durch die Reibfläche verdrängten Materials zeigt sich zu beiden Seiten des Werkzeugs. Auf der linken Seite der Abbildung 32 ist auf der voreilenden Seite verdrängtes Material in Form von spanartigem Auswurf zu erkennen, auf der nacheilenden

rechten Seite ein Grat. Der zuoberst liegende Reibpartner AA 7075 wurde im vorliegenden Fall auf der links in Abbildung 32 zu sehenden Seite um 0,15 mm, auf der rechts liegenden Seite um 0,07 mm dünner. Das Verdrängen der größeren Materialmenge erklärt den stärkeren Materialauswurf auf der linken, voreilenden Seite der HFDB Naht.



Abbildung 32: HFDB Probe HFD.018 Fügeebene mit 2-facher Vergrößerung aufgenommen mittels Lichtmikroskop; geätzt; AA 7075 oben, AA 2024 unten; Blickrichtung ist in Vorschubbewegung des HFDB Werkzeugs: ausgeworfenes plastifiziertes Material in Spanform auf der voreilenden Seite des HFDB Werkzeugs links, leichter Grat auf der nacheilenden Seite des HFDB Werkzeugs rechts im Bild; Position und Ausdehnung der HFDB Reibfläche in blau skizziert.

Die ungeätzte Aufnahme der HFDB Verbindung HFD.018 in Abbildung 34 zeigt eine makroskopische Übersicht der nacheilenden Seite der HFDB Naht (rechte Seite in Abbildung 32) nach der letzten Vorschubbewegung. Der Fügespalt der Verbindung geht von rechts über in die Fügeebene in der Mitte der Abbildung 34. Im rechten oberen Bereich der Abbildung ist das Ende des Wirkbereichs der Reibfläche mit leichter Oberflächenrauheit zu erkennen. Die in der Übersicht der HFDB Naht gezeigte Oberflächenrauheit entstammt der in Abbildung 33 gezeigten HFDB Oberflächenstruktur, die aufgrund des Radius des HFDB Werkzeugs im Randbereich der HFDB Naht in Vorschubbewegung gerichtet ist. Abbildung 33 zeigt die Draufsicht der HFDB Al / Al Probe HFD.018. Die Schnittebene für die makroskopische Übersichten aus Abbildung 32 sowie Abbildung 34 ist schematisch eingezeichnet.

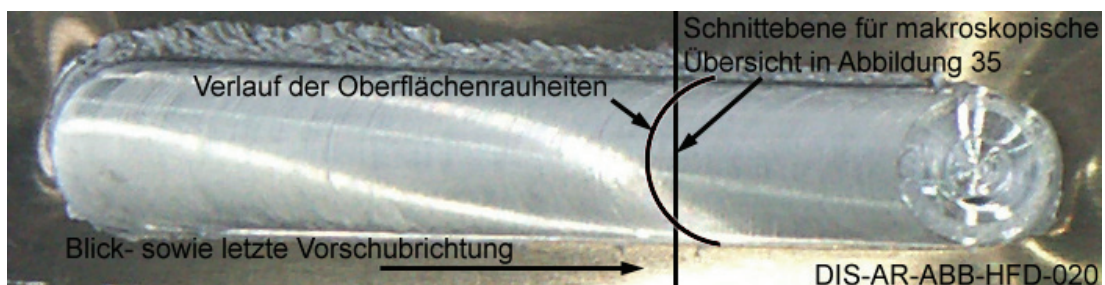


Abbildung 33: Oberflächenstruktur der HFDB Probe HFD.018 mit AA 7075 als Reibpartner; Breite der Naht 8 mm, Länge 40 mm; Abdruck des Werkzeugs nach dem Abheben vom Reibpartner rechts im Bild.

Die in Abbildung 34 gezeigte Fügeebene weist starke plastische Verformungen auf. Ein mechanisches Durchmischen der Legierungen AA 7075 (Reibpartner) sowie AA 2024 (Fügepartner) über die Fügeebene hinweg wie beim Überlapp FSW wird anhand der im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Nanoindentations- (siehe Kapitel 2.6.2) und μ CT -Untersuchungen (siehe Kapitel 4.1) abgeschlossen.

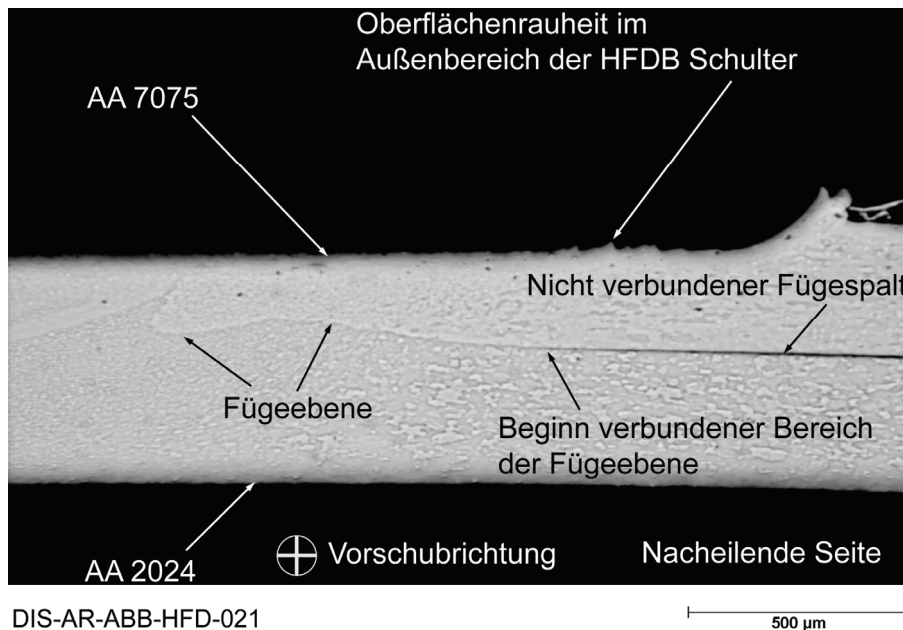


Abbildung 34: HFDB Probe HFD.018 Grundwerkstoff, Fügespalt und Fügeebene mit 5-facher Vergrößerung aufgenommen mittels Lichtmikroskop; ungeätzt; AA 7075 oben, AA 2024 unten; Verlauf der Fügeebene mit Pfeilen markiert.

Eine geätzte, unter polarisiertem Licht angefertigte Übersichtsaufnahme der HFDB Probe HFD.018 zeigt in Abbildung 35 die Mikrostruktur unter dem nacheilenden Bereich der HFDB Reibfläche. Zu sehen ist die Veränderung der Größe sowie der Ausrichtung des Korns über die Zonen der HFDB Naht hinweg. Der Grundwerkstoff (GW) zeigt eine mittlere Korngröße von $177 \mu\text{m}^2$, welche durch die dynamische Rekristallisation in der TMBZ bis auf $7 \mu\text{m}^2$ verringert ist (siehe Kapitel 5.4). Die dynamische Rekristallisation ist bei Warmumformung von Aluminium-Kupfer Legierungen der bestimmende Kornfeinungsmechanismus [46, 47]. Für eine Rekristallisation ist die in den Versetzungen gespeicherte Verzerrungsenergie maßgeblich. Sowohl ein Mindestumformungsgrad φ_{krit} als auch eine Mindesttemperatur T_{min} muss vorhanden sein, um die Rekristallisation auszulösen.

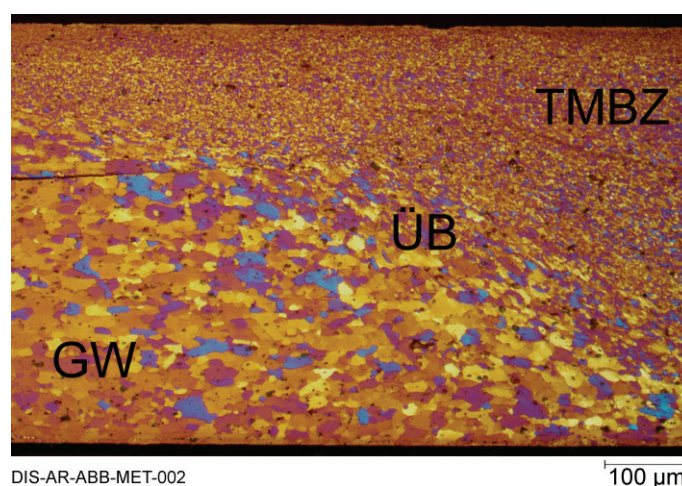


Abbildung 35: HFDB Probe HFD.018 voreilende Seite; Grundwerkstoff (GW), Übergangsbereich (ÜB) und thermomechanisch beeinflusste Zone (TMBZ) mit 10-facher Vergrößerung aufgenommen mittels polarisiertem Licht im Lichtmikroskop; geätzt; AA 7075 oben, AA 2024 unten.

Für eine hohe Kornfeinung mit geringeren Korngrößen d als die Ausgangskorngröße d_0 ist ein hoher Verformungsgrad φ erforderlich. Erhöhen der Prozesstemperatur T verringert den für die Kornfeinung notwendigen Verformungsgrad (siehe Abbildung 36).

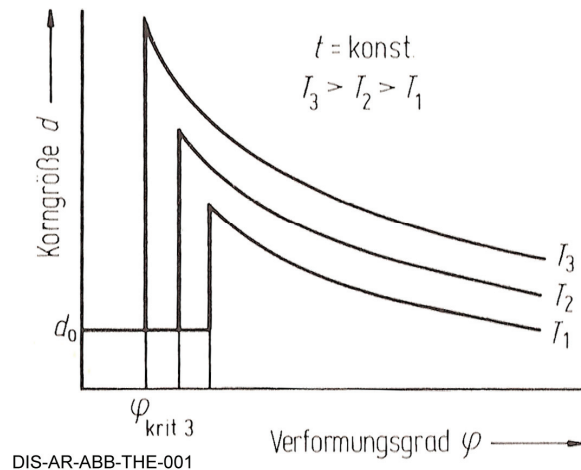


Abbildung 36: Abhängigkeit der bei der Rekristallisation erzielbaren Korngröße d vom Verformungsgrad φ sowie der Prozesstemperatur T [48].

In den untersuchten HFDB Verbindungen wurde im Werkzeugwirkbereich unterhalb der Reibfläche ein stark verkleinertes Korn, das auf dynamische Rekristallisation hinweist, gefunden. Die Mikrostrukturen sowohl der AA 7075 als auch der AA 2024 Grundwerkstoffe lassen ein grobes Korn mit gering ausgeprägter Orientierung in Walzrichtung erkennen (siehe Abbildung 38). Die Mikrostruktur der Übergangsbereiche sowohl für den Reibpartner AA 7075, als auch den Fügepartner AA 2024 zeigt Abbildung 37. Die im Gegensatz zum GW feineren Körner des Übergangsbereiches beider Legierungen weisen eine lang gestreckte Kontur in Ausrichtung zum Verlauf der Steigung des rekristallisierten Bereichs auf. Der Reibpartner AA 7075 der Probe HFD.018 zeigt einen Übergangsbereich mit 30 μm bis 35 μm Breite, der Fügepartner AA 2024 mit 50 μm bis 55 μm Breite.

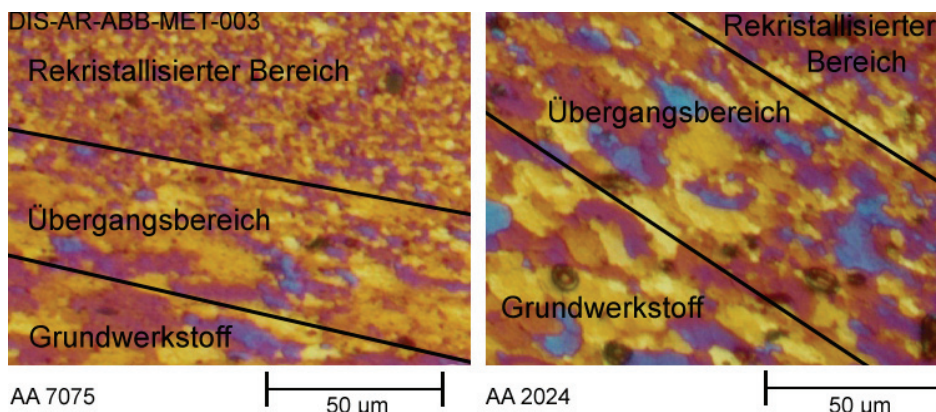


Abbildung 37: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Übergangsbereiche einer geätzten HFDB Probe in polarisiertem Licht; AA 7075 links, AA 2024 rechts.

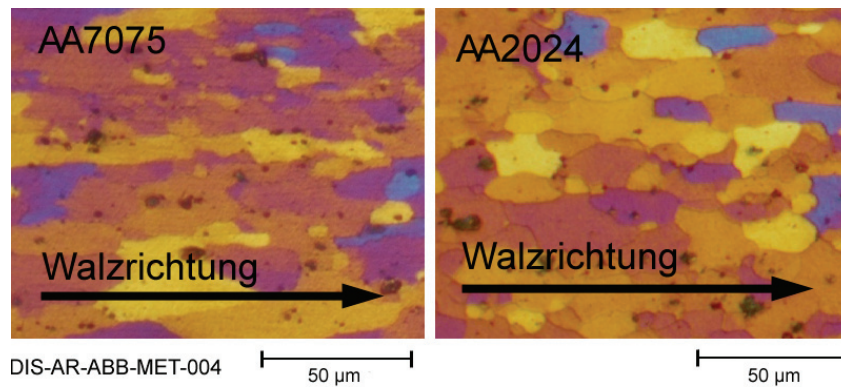


Abbildung 38: Lichtmikroskopische Aufnahmen in polarisiertem Licht; Grundwerkstoff AA 7075 links, AA 2024 rechts.

In den rekristallisierten Bereichen der HFDB Naht wurde das Korn einer vollständigen Rekristallisierung unterworfen (vergleiche Abbildung 39).

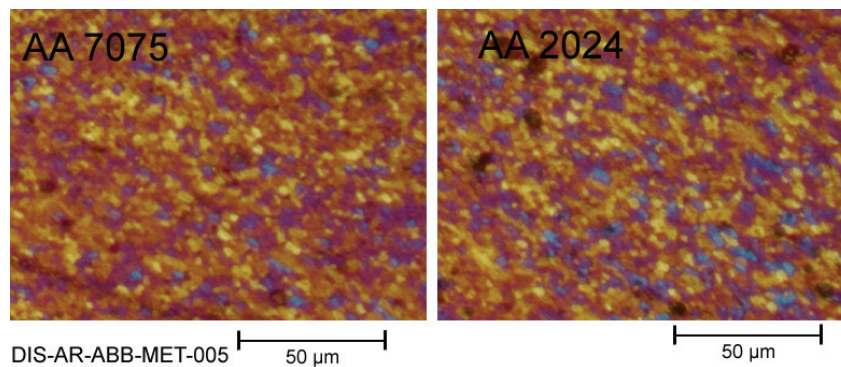


Abbildung 39: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der rekristallisierten Bereiche einer geätzten HFDB Probe in polarisiertem Licht; AA 7075 links, AA 2024 rechts.

Die Übergangsbereiche beider Legierungen zeigen unterschiedliche Verläufe der Steigungen entlang einer gedachten Trennungslinie zwischen den Übergangsbereichen und den rekristallisierten Zonen in der TMBZ (siehe Abbildung 40).

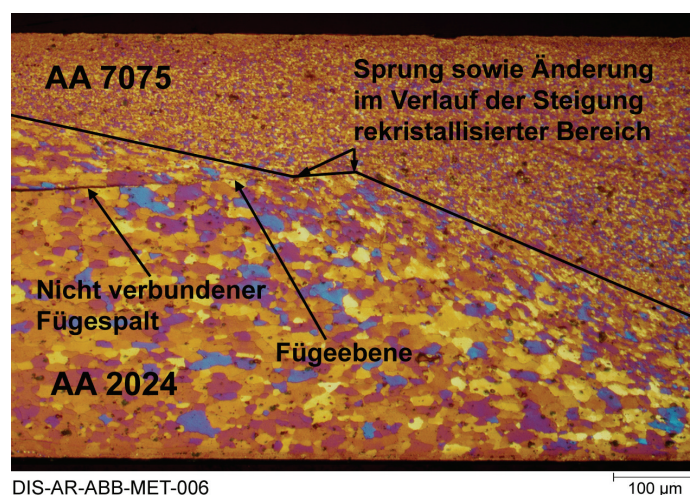


Abbildung 40: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme einer geätzten HFDB Probe in polarisiertem Licht; AA 7075 oben, AA 2024 unten; im oberen Bereich der Übergangsbereiche (ÜB) skizzierte Steigungsverläufe und Sprung des Steigungsverlaufs entlang der rekristallisierten Zonen in der TMBZ.

Die Steigung verläuft im Reibpartner AA 7075 deutlich flacher als im Fügepartner AA 2024. Weiterhin ist im Bereich des Fügespalts ein Sprung der Steigung zu erkennen. Als Grund der unterschiedlichen Steigungen der rekristallisierten Zonen sind in den zeitlich verschieden gerichteten Wärmeleitungen und den unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeiten der Legierungen wie in Kapitel 3.4 beschrieben, sowie den durch den Fügespalt unterbrochenen unterschiedlichen Verformungsgraden unterhalb des HFDB Werkzeugs zu finden. Der Sprung im Bereich der Fügeebene entsteht aufgrund der Unterbrechung der Wärmeleitung durch den unverbundenen Fügespalt. Der nicht verbundene Randbereich hat darüber hinaus aufgrund der dort vorliegenden niedrigeren mechanischen Übertragungsfähigkeit einen geringeren Verformungsgrad im zuunterst liegenden Fügepartner zur Folge. Abbildung 41 zeigt die Draufsicht der HFDB 1.4301 / AA 7075 Probe HFD.128.



Abbildung 41: Oberflächenstruktur der HFDB Probe HFD.128 mit 1.4301 als Reibpartner sowie AA 7075 als Fügepartner; WRe als Werkzeugwerkstoff; Breite der Naht 8 mm, Länge 40 mm; Abdruck des Werkzeugs nach dem Abheben vom Reibpartner rechts im Bild; rot markierte Linie ist Schnittlinie für makrographische Übersicht in Abbildung 42.

Die Schnittebene für die makroskopische Übersicht aus Abbildung 42 ist in Abbildung 41 schematisch eingezeichnet.

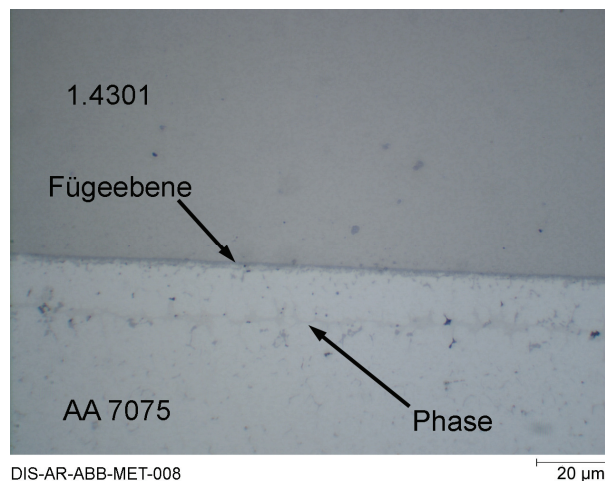


Abbildung 42: Makrographische Übersicht der Fügeebene der HFDB Probe HFD.128 mit 1.4301 als Reibpartner (oben), AA 7075 als Fügepartner (unten); Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der ungeätzten HFDB Probe mit 100-facher Vergrößerung aufgenommen; 17 µm unterhalb der Fügeebene parallel verlaufende Phase.

Die lichtmikroskopische Übersicht der HFDB Probe HFD.128 in Abbildung 42 in der Werkstoffkombination 1.4301 / AA 7075 zeigt im Bereich des AA 7075 eine Phase sowie fein verteilte Einschlüsse entlang einer 17 μm unterhalb und parallel zur Fügeebene horizontal verlaufenden Linie. Diese Einschlüsse lassen sich anhand des EDX Punktscans (siehe Abbildung 43) als reich an den Elementen Mg, Zn, und Cu sowie arm an Al identifizieren. Die Fügeebene zeigt bei 100-facher Vergrößerung keine optisch zu erkennenden Unregelmäßigkeiten.

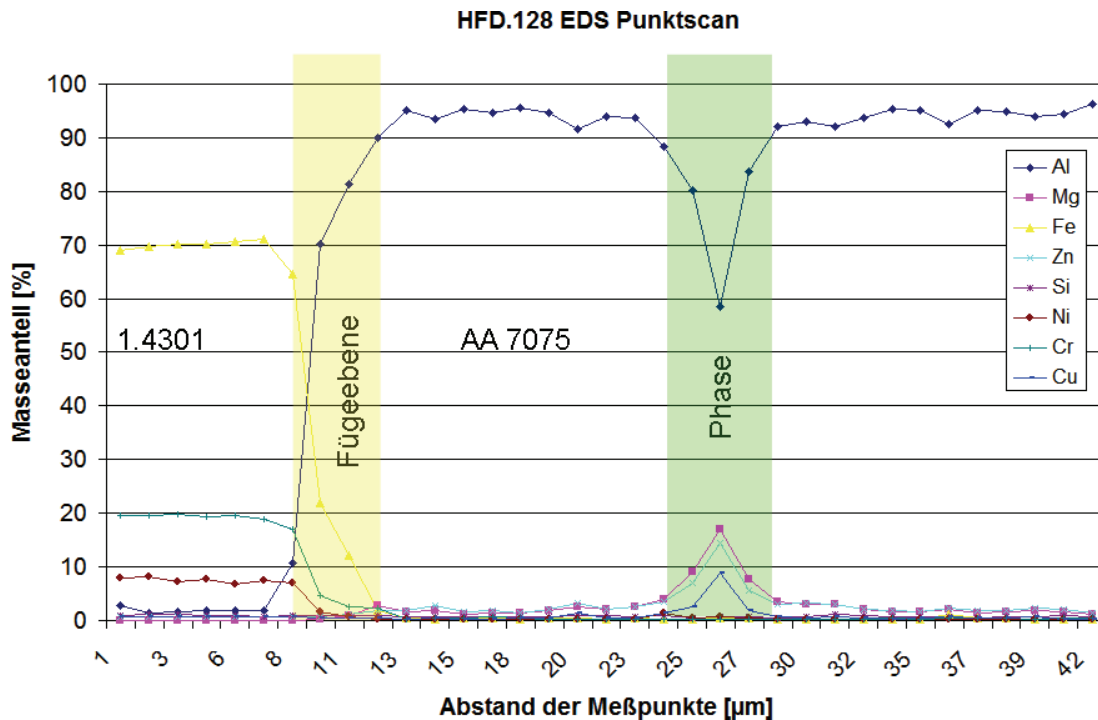


Abbildung 43: Diagramm des EDX Punktscan HFD.128; Masseanteile über Abstand der Messpunkte; 1.4301 links; AA 7075 rechts; Ausdehnung der Fügeebene gelb markiert; Ausdehnung der Phase 17 μm unterhalb der parallel verlaufenden Fügeebene grün markiert.

4.1 HFDB Werkstofffluss

Das μCT Verfahren diente zur Untersuchung des Werkstoff-Strömungsverhaltens beim HFDB. Hierdurch sollten die Ergebnisse der für das HFDB durchgeführten EDX Punktanalysen erklärt und ein Vergleich mit den in der Literatur beschriebenen Untersuchungen am FSW Prozess ermöglicht werden. Die Ergebnisse der EDX Punktanalyse deuteten auf einen Konzentrationsgradienten in der Fügeebene hin. Die makrographischen Übersichten zeigen eine über die Fügeebene reichende Kornfeinung. Diese Kornfeinung kann sowohl durch thermo-mechanisches Rekristallisieren als auch durch vertikales mechanisches Durchmischen der Fügepartner entstehen.

Zur Klärung wurde Cu- und Ti- Pulver in die zu fügenden Bleche eingebracht. Die mittlere Partikelgröße des Ti-Pulvers betrug in Anlehnung an London et al [18] 30 μm bis 90 μm , die des Cu-Pulvers 20 μm bis 63 μm . Ähnlich den in der Literatur beschriebenen Untersuchungen beim FSW Verfahren sollte das Kupfer- und Titanpulver von der Werkstoffströmung unterhalb des Werkzeugs wie der zu fügende Werkstoff selbst verteilt werden. Wenn eine makroskopische Durchmischung auch in vertikaler Richtung stattgefunden hat, so wäre der Markerwerkstoff nach dem HFDB Fügevorgang über die Fügeebene hinweg im

gesamten rekristallisierten Bereich nachzuweisen. Zwei Strategien zum Einbringen des Markerwerkstoffs dienten zum Optimieren der μ CT Zeiten (siehe Kapitel 2.9).

Die so klein wie möglich gewählte Geometrie der für das μ CT präparierten HFDB Proben diente zum Maximieren der Auflösung der μ CT Aufnahmen. Bei einer Blechdicke von 0,3 mm je Reib- und Fügepartner sowie der Partikelgröße des Markerwerkstoffs ist eine Kantenlänge von 8 mm je Probenstück das Optimum für die eingesetzte Photonenenergie.

Aus den HFDB Schweißungen mit Markerwerkstoff wurden pro HFDB Parameter vier Probenstücke mit jeweils 8 mm Kantenlänge herausgetrennt. Das Heraustrennen erfolgte kalt mit einem CUTO Diamant-Trennschleifer. Die vier Probenstücke wurden entsprechend ihrer Orientierung mit Zwei-Komponenten Klebstoff zu einem Probenblock verklebt (siehe Abbildung 44). Als Klebstoff kam ein schnell härtender 2-Komponenten-Kleber auf Methacrylat-Basis zum Einsatz. Für die μ CT Messung wies der Abstand der Probenstücke im jeweiligen Probenblock Spalte zwischen 0,2 mm bis 1 mm auf um Artefakte beim Durchstrahlen zu vermeiden.

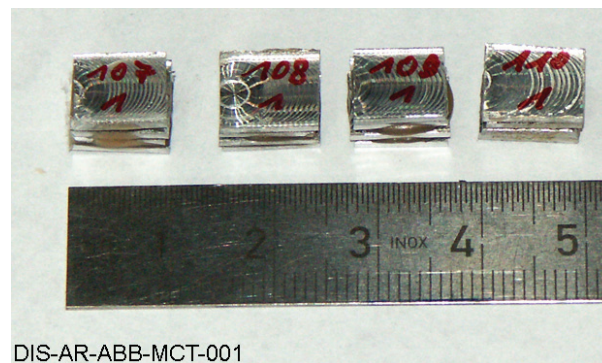


Abbildung 44: Präparierte HFDB Probenblöcke aus jeweils vier Probenstücken der HFDB Proben HFD.107 bis HFD.110; Draufsicht mit Maßstab.

Die HFDB Probenblöcke wurden in den Probenraum des μ CT eingebracht und je Blechebene mit der für die spezifischen Markerwerkstoffe notwendigen Energien (64keV für Cu sowie Ti) durchleuchtet.

Das Bearbeiten der dabei gewonnen Daten mit dem Programm myVGI 2.1 machte die Verteilung des Markerwerkstoffs sichtbar. Virtuelle Schnittansichten eingebracht in Vorschubrichtung, sowie orthogonal zur Vorschubrichtung in den durchleuchteten Blechen dienten als Referenzebenen. Der höhere Kontrast des im Verhältnis zu Aluminium dichteren Markerwerkstoffs führt zu einem Aufhellen der mit Markerwerkstoff durchsetzten Bereiche. Diese Bereiche sind in Abbildung 45 sowie Abbildung 46 weiß dargestellt. Abbildung 45 zeigt eine Seitenansicht orthogonal zur Vorschubrichtung, Abbildung 46 einen Schnitt in Vorschubrichtung. Die Auswertung der μ CT Daten der HFDB Verbindungen zeigt eine plastische Verformung der Bohrungen durch die axial wirkende Prozesskraft sowie eine geringe Verteilung des Werkstoffs in Richtung der ersten Vorschubbewegung des HFDB Werkzeugs. In horizontaler Ebene ist orthogonal zur Vorschubbewegung des HFDB Werkzeugs ein Verschmieren des Markerwerkstoffs (siehe

Abbildung 46) zu beobachten. Dieses Verschmieren wird durch das Zusammendrücken des Markerwerkstoffs in der Bohrung und das eindrücken von Aluminium in die Bohrung durch das HFDB Werkzeug bewirkt. Der Werkstoff des Fügepartners wird über den Markerwerkstoff hinweg plastisch verformt. Bei nicht vollständig gefüllten Bohrungen wird der zu fügende Werkstoff in die Bohrung hinein gedrückt.

In Abbildung 45 und Abbildung 46 ist die Trennlinie zwischen einem dunkleren (Fügepartner, AA 2024), sowie einem helleren (Reibpartner, AA 7075) Werkstoffkontrast in den Probenstücken zu sehen. Diese Trennlinie resultiert aus den Dichteunterschieden der Legierungsbestandteile von Reib- und Fügepartner. Der Verlauf dieser Trennlinie entspricht der Fügeebene der HFDB Naht. In den Untersuchungen [19, 20, 49] zum Werkstoffströmungsverhalten beim FSW konnten durchweg große vertikale Verteilungen des Markerwerkstoffs im Verhältnis zu den gefügten Werkstoffdicken beobachtet werden. Der FSW Stift und dessen Geometrie spielte in allen untersuchten Fällen eine große Rolle bei der Durchmischung der FSW Fügepartner und der daraus resultierenden Nahtgeometrie.

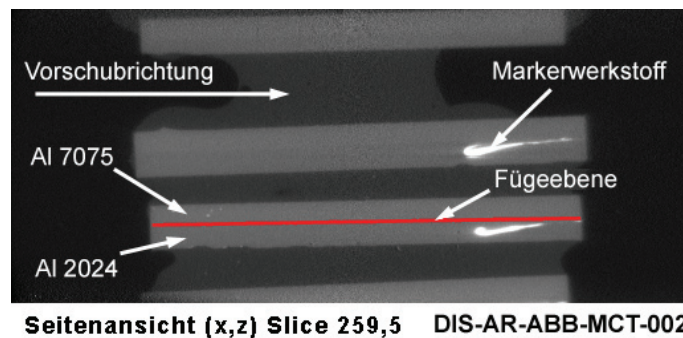


Abbildung 45: Rekonstruierte μ CT Seitenansicht HFDB Naht mit Cu-Markerwerkstoff (weiß abgebildet) im jeweils unteren Blech (AA 2024, dunkelgrau); aufgenommen orthogonal zur HFDB Vorschubrichtung; Fügeebene rot markiert.

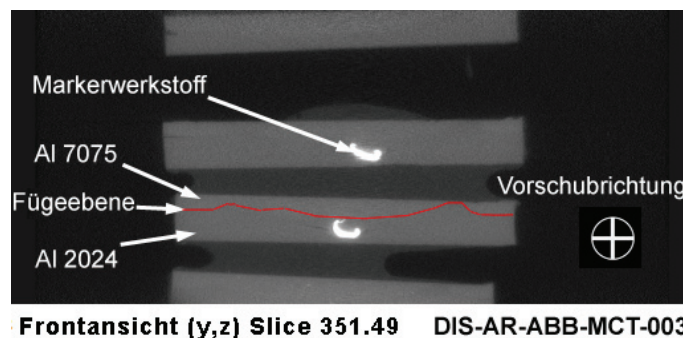


Abbildung 46: Rekonstruierte μ CT Frontansicht HFDB Naht mit Cu-Markerwerkstoff (weiß abgebildet) im jeweils unteren Blech (AA 2024, dunkelgrau) aufgenommen in HFDB Vorschubrichtung; Fügeebene rot markiert.

Eine vertikale makroskopische Durchmischung des Markerwerkstoffs über die HFDB Fügeebene hinweg konnte nicht beobachtet werden. Der Markerwerkstoff verteilte sich horizontal entlang des Werkzeugpfades. Die bei den Al / Al HFDB Überlappverbindungen beobachtete Kornfeinung entsteht durch die aus dem

Fügedruck resultierende Verformung sowie dem Temperaturzyklus. Dies erklärt die über die Fügeebene hinweg gemessenen Gradienten bei den EDX Messungen. Das in den makrographischen Übersichten über den gesamten Fügebereich beobachtete feine Korn ($3\ \mu\text{m}$) wird durch die weiter oben beschriebene thermomechanische Umformung während des HFDB Prozesses hervorgerufen. Große vertikale Strömungseffekte und ein Zerkleinern des Werkstoffs des unteren Fügepartners durch die HFDB Reibfläche können in der beobachteten Werkstofftiefe bei dieser Werkstoff- / Werkzeugkombination ausgeschlossen werden. Der mit EDX (siehe Kapitel 4.2.1) bestimmte scharfe Gradient über die Fügeebene hinweg ist somit erklärt.

4.2 HFDB Grenzfläche

4.2.1 Chemische Grenzflächeneigenschaften

Die chemische Zusammensetzung über die HFDB Fügeebenen hinweg wurde für ausgesuchte Proben mit dem EDX Verfahren ermittelt. Hierzu wurden Linienmessungen über die Fügeebenen hinweg durchgeführt. Beispielhaft ist diese Art der Untersuchung anhand einer artgleichen HFDB Probe (HFD.023, AA 7075 / 1.4301) in Abbildung 48 dargestellt. Für diese Verbindung sind die Elemente Al und Fe zur Untersuchung ausgewählt worden. Über die für die ausgesuchten Elemente gemessenen Intensitäten wird der Diffusionsbereich bestimmt und damit die Breite des Fügebereichs abgeschätzt. Die HFDB Probe HFD.023 erzielte anhand des Diffusionsbereiches der Elemente Al sowie Fe eine Fügebereichsbreite von $1,0\ \mu\text{m}$. Hierzu wurde eine höher auflösende EDX Punktmessung durchgeführt (siehe Abbildung 47). Die Steigungen und Positionen sowohl der Intensitäten von Al und Fe in Abbildung 47 für die Punktmessung als auch in Abbildung 48 für die Linienmessung zeigen eine gute Übereinstimmung.

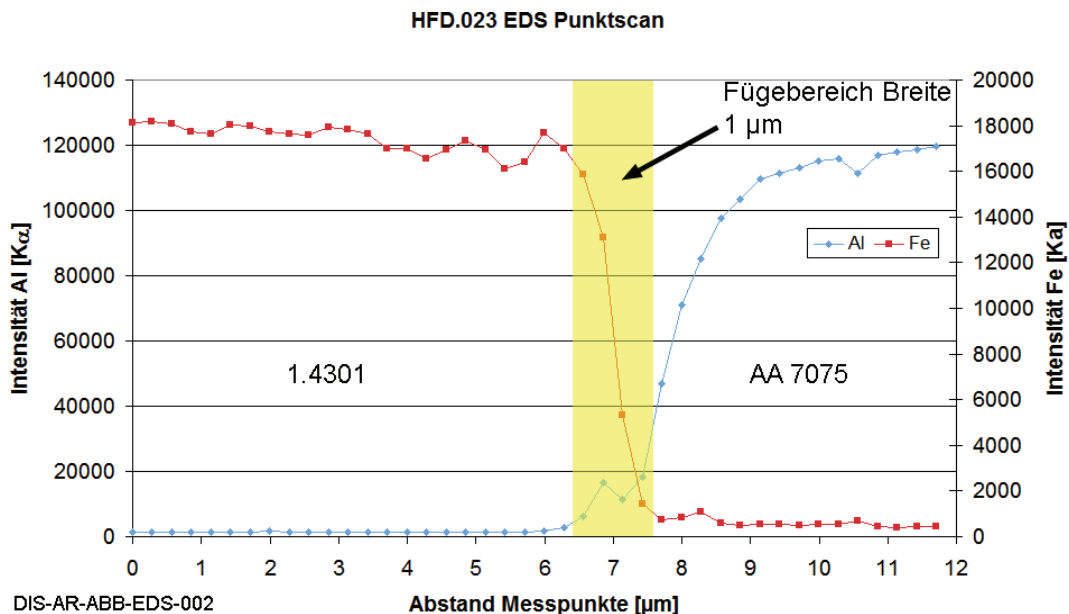


Abbildung 47: EDX Punktmessung der HFDB Probe HFD.023; Werkstoffkombination AA 7075 / 1.4301; Intensitäten Al ($K\alpha$) sowie Fe ($K\alpha$) aufgetragen über dem Abstand der Messpunkte; Breite des Fügebereichs gelb markiert; 1.4301 links, AA 7075 rechts.

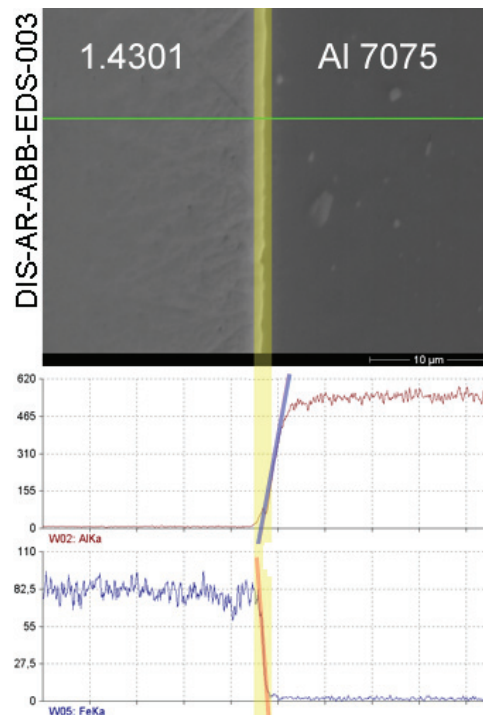


Abbildung 48: HFDB Probe HFD.023; EDX Linienmessung über die Fügeebene; mit 3000-facher Vergrößerung aufgenommen mit 50% SE / 50% BSE; rechts AA 7075, links 1.4301; Breite und Lage der Fügeebene gelb markiert; Verlauf der Steigungen für Fe (blaue Kurve) in rot, für Al (rote Kurve) in blau markiert.

Die Elemente Fe und Al zeigen im Bereich der Fügeebene unterschiedliche Steigungen. Dies kann auf die unterschiedlich großen Diffusionskoeffizienten und damit auf unterschiedlich tiefes Diffundieren der Elemente im gegebenen Zeitintervall hindeuten. Auch geometrische Einflüsse durch das Verschmieren des AA 7075 an der harten Probenkante des 1.4301 während der Probenvorbereitung können für diesen Effekt verantwortlich sein. Die in der Abbildung nicht dargestellten Steigungen der Elemente Al und Mg, beide Elemente sind Bestandteil der AA 7075 Legierung, zeigen einen kongruenten Steigungsverlauf. Auch die Elemente Fe, Ni, Cr als Bestandteile der Legierung 1.4301 zeigen alle drei einen deckungsgleichen Steigungsverlauf. Ein Vergleich der Steigungen dieser beiden Gruppen zeigt für die Elemente Al und Mg eine niedrigere Steigung als für die Elemente Fe, Ni und Cr. Dargestellt sind in Abbildung 48 beispielhaft die Verläufe der Elemente Al und Fe.

4.2.2 Mechanische Grenzflächeneigenschaften

Laut W.C. Oliver und G.M. Pharr [32] stimmen die mit einem Nanoindenter gemessenen Härtewerte sehr gut mit herkömmlich bestimmten Härtewerten, bei denen die resultierende Kontaktfläche nach Entlastung der Probe gemessen wird, überein. In einigen Fällen, bei denen ein Teil der Kontaktfläche unter Belastung nicht vollständig plastisch verformt wird, kann nach Entlastung die mit herkömmlichen Verfahren gemessene resultierende Kontaktfläche kleiner sein als die bei Spitzenbelastung gemessene. Die HFDB Proben HFD.068, HFD.076 sowie HFD.078 wurden über die Fügeebene hinweg mit einem MTS Nanoindenter charakterisiert. Das Fügen der HFDB Proben geschah mit demselben Werkzeug

und denselben HFDB Parametern von 1100 U/min, 1500 N Vertikalkraft, sowie 650 mm/min Vorschub. Eine Variation der Anzahl der Wiederholungen und somit die Prozesszeiten ist in Tabelle 17 dargestellt. Die Ergebnisse wurden mit den EDX Ergebnissen, sowie den Ergebnissen der Schälzugversuche von Proben gleicher HFDB Parameter verglichen. Zum Erfassen der Ausdehnungen der Grenzflächen sowie der Messbereiche dienen fokussierte („in focus“) sowie unfokussierte („out of focus“) Aufnahmen der Probenbereiche. Mit einer fokussierten Aufnahme können die Lage der Einzelindentationen, mit einer unfokussierten Aufnahme die Lage der Messreihe zur Lage der Fügeebene korreliert werden.

Tabelle 17: HFDB Proben für Nanoindentationsversuche zum Bestimmen der Eigenschaften und Ausdehnung der Fügeebene in Zusammenhang zur Prozesszeit.

Probennummer	Reibpartner	Fügepartner	Prozesszeit [s]
HFD.068	AA 2024	Al 99,5	15
HFD.078	AA 2024	Al 99,5	25
HFD.076	AA 2024	Al 99,5	45

Zum Kalibrieren des Mikroskops werden vor der Nanohärtemessung auf den jeweiligen Proben Mikrohärtemessungen durchgeführt. Die in den Diagrammen aufgetragenen Y-Positionen sind relative Positionen jeder Nanohärtemessung orthogonal zur Fügeebene der jeweiligen Probe.

Aus den Nanohärtemessungen korrespondierende Härteergebnisse sind beispielhaft in Abbildung 49 dargestellt. Der Härteabfall zwischen Y-Position 6 μm und 11 μm zeigt die Breite der Fügeebene von 5 μm zwischen dem Reibpartner AA 2024 sowie dem Fügepartner Al 99,5.

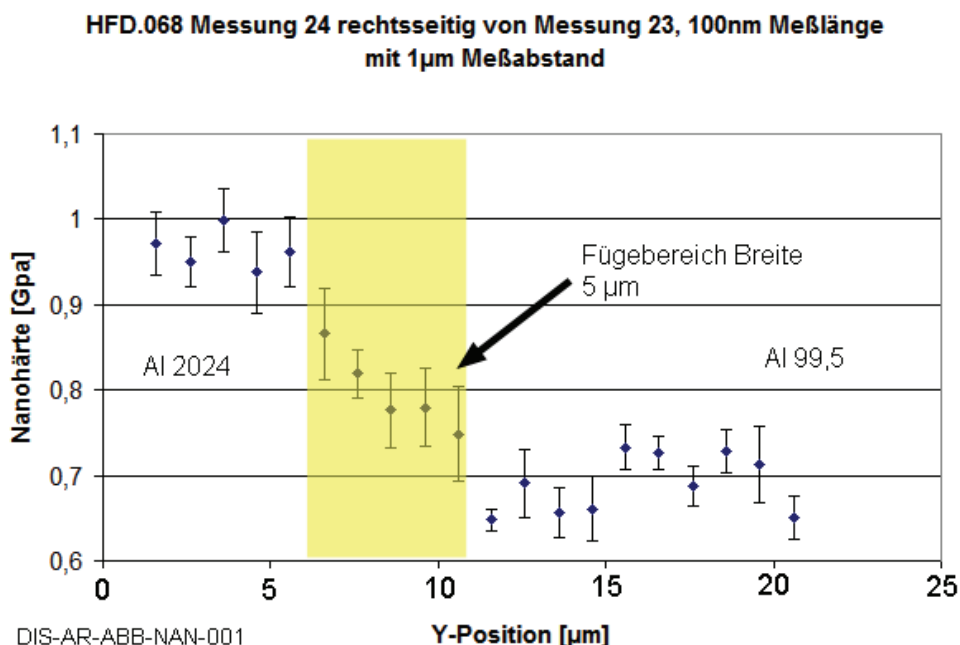


Abbildung 49: Ergebnisse und Breite der Nanohärtemessung 24 über die Fügeebene der HFDB Probe HFD.068; Messung orthogonal über das Interface; Breite des Interface 5 μm ; linke Seite AA 2024 , rechte Seite Al 99,5.

Die Makroskopische Übersichtsaufnahme in Abbildung 50 zeigt beispielhaft die Nanohärtemessungen 1, 2 und 3 orthogonal über die horizontal verlaufende Fugeebene der HFDB Probe HFD.076 hinweg. Messung 3 wurde nicht gewählt, da sie sich aufgrund der niedrigen Auflösung nicht für ein Erfassen der Breite des Fugebereichs eignet. Messung 1 endete aus dem Grundwerkstoff Al 99,5 kommend innerhalb der Fugeebene. Messung 2 erfasst sowohl den Reib- als auch den Fügepartner und hat eine ausreichende Auflösung.

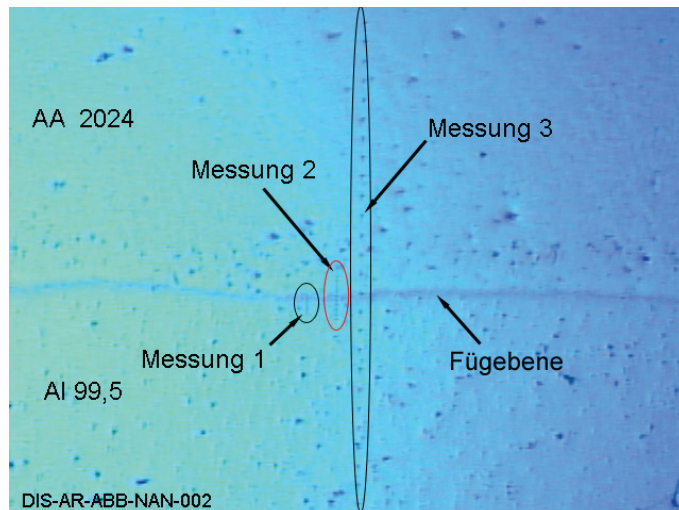


Abbildung 50: Makroskopische Übersichtsaufnahme der HFDB Probe HFD.076, aufgenommen mit zehnfacher Vergrößerung; Verwendete Nanohärtemessung 2 (rot markiert) mit 5 µm Messpunktabstand orthogonal über die horizontal verlaufende Fugeebene hinweg zwischen Nanohärtemessung 1 und Nanohärtemessung 3 gelegen; AA 2024 oben, Al 99,5 unten.

HFDB HFD.068 EDS Punktscan

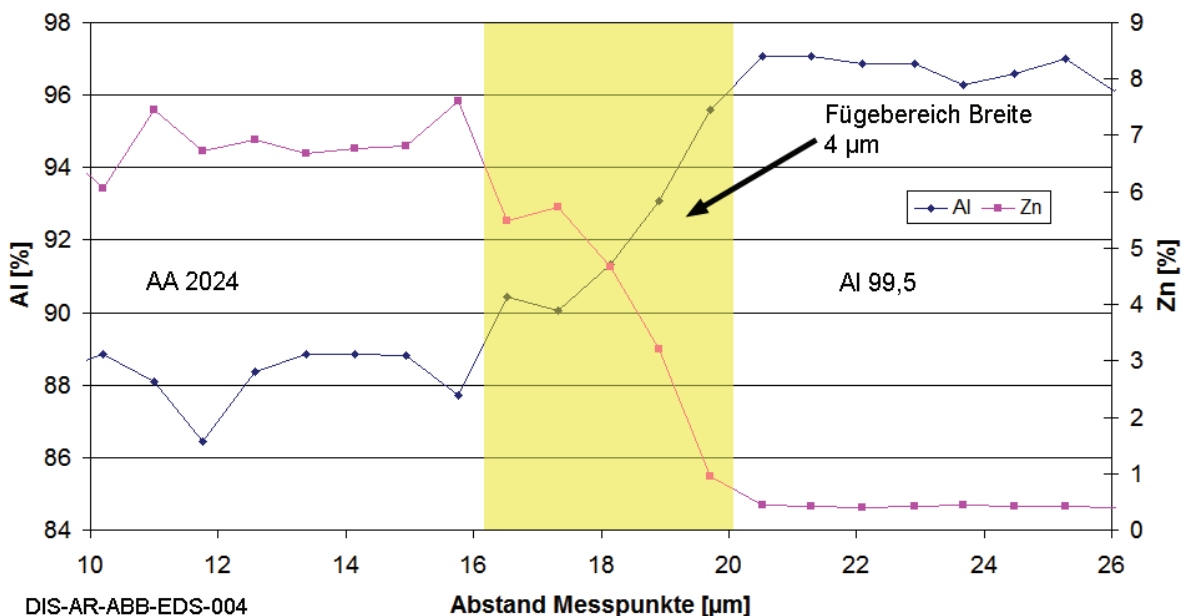


Abbildung 51: EDX Konzentrationsgradient der Elemente Al und Zn über den Fugebereich der HFDB Probe HFD.068 und daraus abgeschätzte Einschweißtiefe von 4 µm; linke Seite AA 2024, rechte Seite Al 99,5.

Die für die jeweiligen Legierungen über alle HFDB Proben gemessenen maximalen und minimalen Nanohärtewerte korrespondieren sehr gut miteinander. Für die mit Nanoindenter untersuchten HFDB Proben wurden zum Vergleich EDX Punktscans orthogonal über die Fügeebene hinweg durchgeführt. In Abbildung 51 wird beispielhaft der EDX Punktscan der HFDB Probe HFD.068 dargestellt. Über die Elemente Al und Zn kann die Breite der Fügeebene mit 4 µm abgeschätzt werden. Durch Oberflächenrauheiten auftretende Selbstabsorptionseffekte ebenso wie eine niedrig eingestellte Einstrahlenergie beeinträchtigen, vor allem bei leichten Elementen, die dargestellten Ergebnisse der Intensitäten.

Aus diesem Grund ist die erzielte Genauigkeit von 2 % für die EDX Messung des Al 99,5 (siehe Abbildung 51) als gut zu betrachten. Der in Tabelle 18 vorgenommene Vergleich zeigt eine sehr gute Übereinstimmung der aus den Nanoindenter Ergebnissen resultierenden Einschweißstiefen mit aus den EDX Messungen ermittelten Einschweißstiefen. Die aus den EDX Untersuchungen zu erkennende deutliche Abgrenzung von Reib- und Fügepartner der HFDB Proben über den Fugebereich hinweg wird durch die Nanohärtemessungen gut abgebildet.

Ein Vergleich der Breiten der Fugebereiche mit den Schälzugergebnissen derselben HFDB Parameter zeigt keinen direkten Zusammenhang. Dies widerspricht in erster Betrachtung sowohl der Annahme von Kazakow et al [5], dass mit zunehmender Einschweißtiefe die mechanische Festigkeit der Schweißnaht zunimmt, als auch dem in Kapitel 5 dargelegten Zusammenhang von Prozesszeit und Temperatur zur Einschweißtiefe bei DB. Vergleicht man die Prozesszeit mit der maximal gemessenen Schälzugkraft, so steigt mit zunehmender Prozesszeit die gemessene Schälzugkraft (siehe Abbildung 52). Dies entspricht sowohl dem in Kapitel 5 gezeigten Zusammenhang als auch der Aussage von Kazakow et al [5].

HFDB AA 2024 / Al 99,5 Schälzugkraft über Prozesszeit

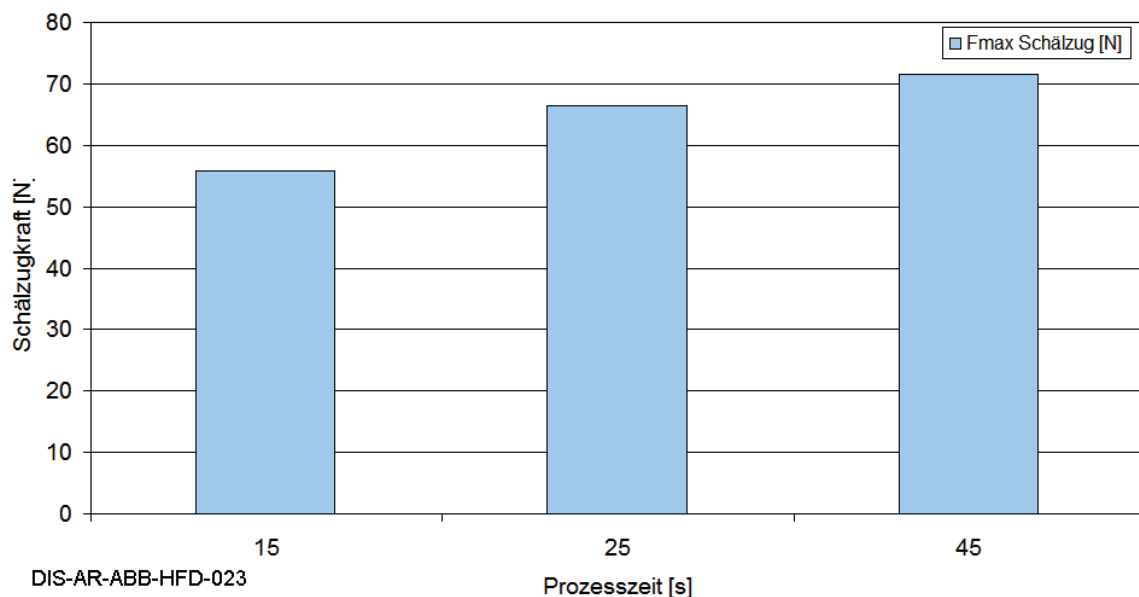


Abbildung 52: Maximale gemessene Schälzugkraft über ansteigende Prozesszeit der HFDB Werkstoffkombination AA 2024 / Al 99,5.

Tabelle 18: HFDB Proben Werkstoffkombination AA 2024 / Al 99,5; Vergleich der Breiten der Fügebereiche aus EDX und Nanohärtemessungen im Verhältnis zu den maximalen Schälzugkräften.

	HFD.068	HFD.076	HFD.078
Breite des Fügebereichs aus EDX [μm]	4	6	4
Breite des Fügebereichs aus Nanohärte [μm]	4	6	5
Prozesszeit [s]	15	25	45
F_{max} Schälzug [N]	55,8	66,5	71,5

Im Randbereich der HFDB Probe HFD.078 waren in der makroskopischen Übersichtsaufnahme Verwirbelungen von Reibpartner und Fügepartner zu erkennen (siehe Abbildung 53). Da es sich hierbei auch um Verwirbelungen in vertikaler Richtung handelt, sollte mit Hilfe des Nanoindentationsverfahrens geklärt werden, ob ein mechanisches Vermischen stattgefunden hat. Eine Rastermessung mit 10 x 10 Nanohärteeindrücken in jeweils 25 μm Abstand wurde in dieser Zone durchgeführt. Die Ergebnisse der Messung sind in Abbildung 54 dargestellt. Die Nanohärtewerte des AA 2024 bewegen sich im Bereich von 0,98 GPa bis 1,3 GPa, die Nanohärtewerte des Al 99,5 im Bereich von 0,63 GPa bis 0,95 GPa. Die Härtewerte sind entsprechend der Übersichtsaufnahme aus Abbildung 53 abgegrenzt. Die in Abbildung 53 als dunkelgraue Bänder zu erkennende Fügeebenen finden sich in der Rastermessung wieder. Anhand der Rastermessung der Nanohärte im mechanisch verwirbelten Randbereich der HFDB Fügeebene der Probe HFD.078 ist zu beobachten, dass die Fügeebene als Abgrenzung der Fügepartner trotz der Verwirbelung erhalten bleibt, die Fügepartner werden mechanisch nicht vermischt.

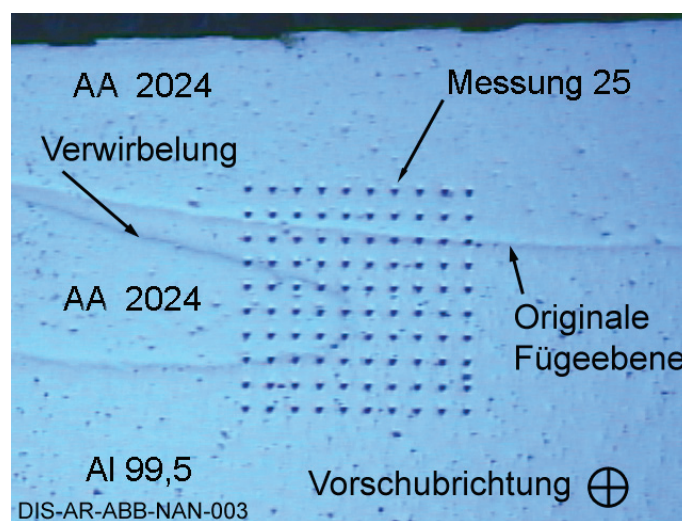


Abbildung 53: HFDB Probe HFD.078, Nanohärtemessung 25, aufgenommen mit zehnfacher Vergrößerung, Rastermessung im HFDB Randbereich; Werkstoffkombination AA 2024 / Al 99,5.

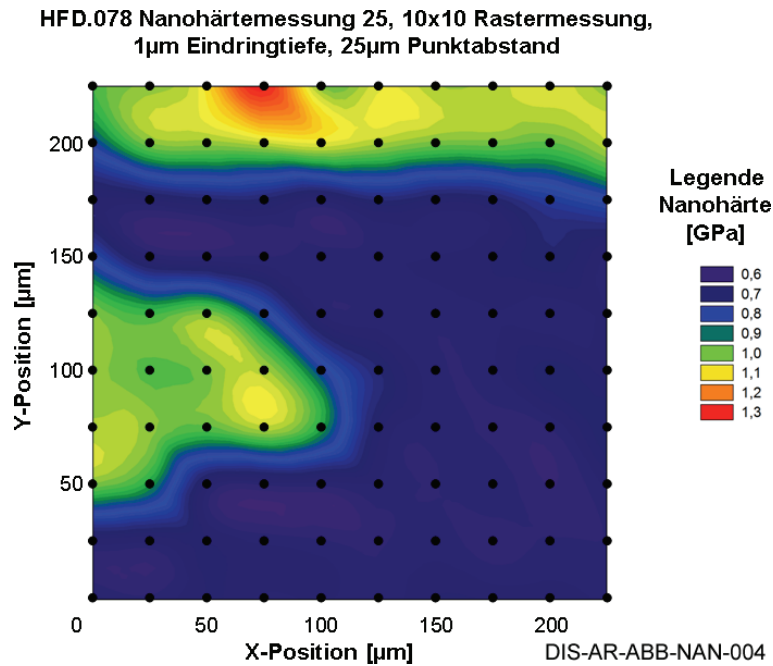


Abbildung 54: Nanohärtemessung im Randbereich des Fügebereichs der HFDB Probe HFD.078; AA 2024 / Al 99,5; Nanohärtemessung 25; Rastermessung über Verwirbelung im Randbereich. Punkte zeigen Position der Nanohärtemessungen aus Abbildung 53. Härtewerte interpoliert.

4.3 HFDB mechanische Eigenschaften

Die in Kapitel 2.6.1 beschriebenen Scher- und Schälzugversuche dienen zum Bestimmen der globalen mechanischen Eigenschaften der HFDB Verbindungen. In Abbildung 55 sind beispielhaft Schälzugergebnisse der HFDB Versuche dargestellt. Die für dieses Kapitel ausgewerteten Versuche sind in Tabelle 19 aufgeführt.

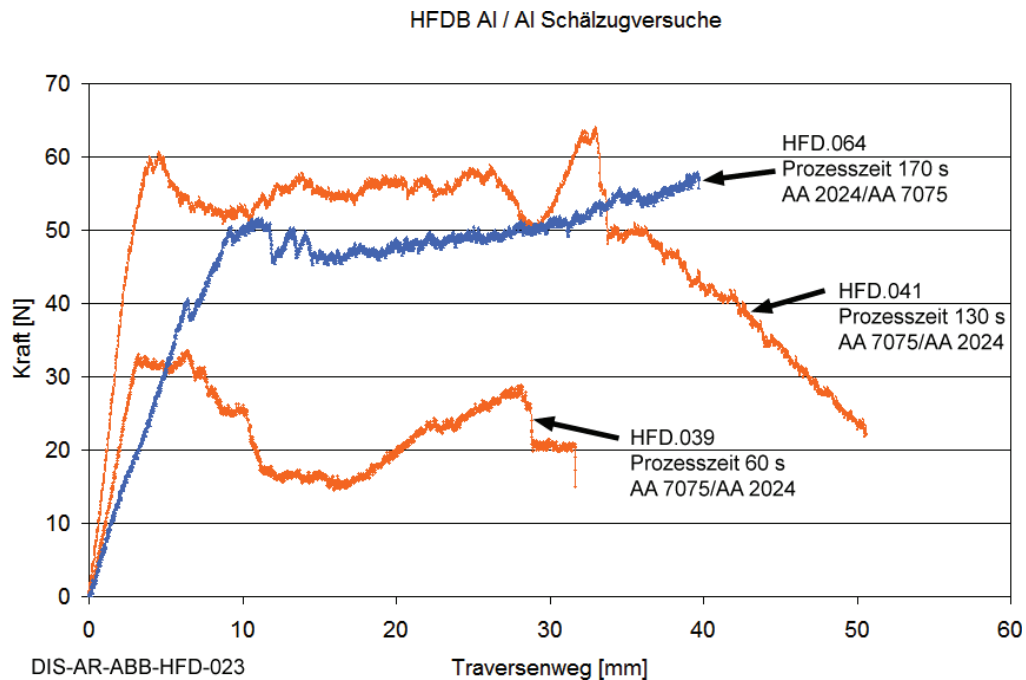


Abbildung 55: HFDB Schälzugergebnisse der Werkstoffkombinationen AA 2024 / AA 7075 (blau) und AA 7075 / AA 2024 (orange); Reibpartner jeweils in erster Position genannt.

Tabelle 19: HFDB Al / Al Proben mit AA 2024 sowie AA 7075 als Reibpartner; Vergleich der HFDB Prozesszeiten zu den maximalen Schälzugkräften.

Probe	Werkstoffkombination (Reibpartner / Fügepartner)	Prozesszeit [s]	Max. Schälzugkraft [N]
HFD.064	AA 2024 / AA 7075	170	57
HFD.077	AA 2024 / AI 99,5	150	66
HFD.079	AA 2024 / AI 99,5	90	72
HFD.075	AA 7075 / AI 99,5	150	88
HFD.041	AA 7075 / AA 2024	130	63
HFD.081	AA 7075 / AI 99,5	90	62
HFD.039	AA 7075 / AA 2024	60	33

Steigende HFDB Prozesszeiten führen im untersuchten Parameterbereich bei AA 7075 als Reibpartner zu einer ansteigenden maximalen Schälzugkraft. AA 7075 als Reibpartner verhält sich wie in der Literatur [5] für das Diffusionsschweißen beschrieben. Das Prozessfenster für die HFDB AA 7075 / AI Verbindungen ist in Abbildung 56 dargestellt. Der vermutete Zusammenhang zwischen Prozesszeit und maximal gemessener Schälzugkraft wird bestätigt.

HFDB AI 7075 / AI Schälzugkraft über Prozesszeit

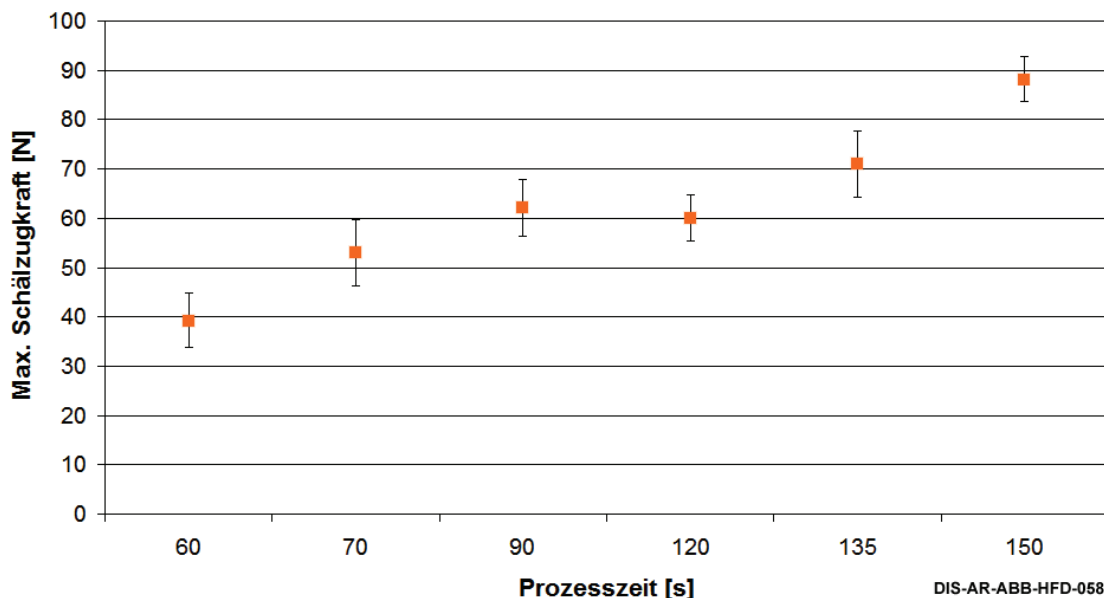


Abbildung 56: HFDB maximale gemessene Schälzugkraft aufgetragen über ansteigender Prozesszeit für die Werkstoffkombinationen Al / Al mit AA 7075 als Reibpartner.

Mit steigender HFDB Prozesszeit steigt die gemessene maximale Schälzugkraft im Bereich zwischen 60 s und 90 s, sowie zwischen 120 s und 150 s. Im Bereich von 90 s auf 120 s ist ein leichter Abfall der Schälzugkraft zu beobachten.

Beispielhaft sind Scherzugergebnisse der Al / Al HFDB Proben in Abbildung 57 abgebildet. Die Ergebnisse zeigen sowohl im Verlauf der Steigungen als auch in der erreichten maximalen Scherzugkraft gute Übereinstimmung. Die gemessenen Scherzugkräfte zeigen im Prozesszeitintervall von 100 s bis 170 s eine

Abhängigkeit von der Prozesszeit. Mit steigender Prozesszeit steigen die Werte für die gemessenen Scherzugkräfte. Die maximal gemessenen Scherzugkräfte der HFDB Al / Al Proben liegen jeweils über 2,2 kN.

HFDB Al / Al Scherzugversuche

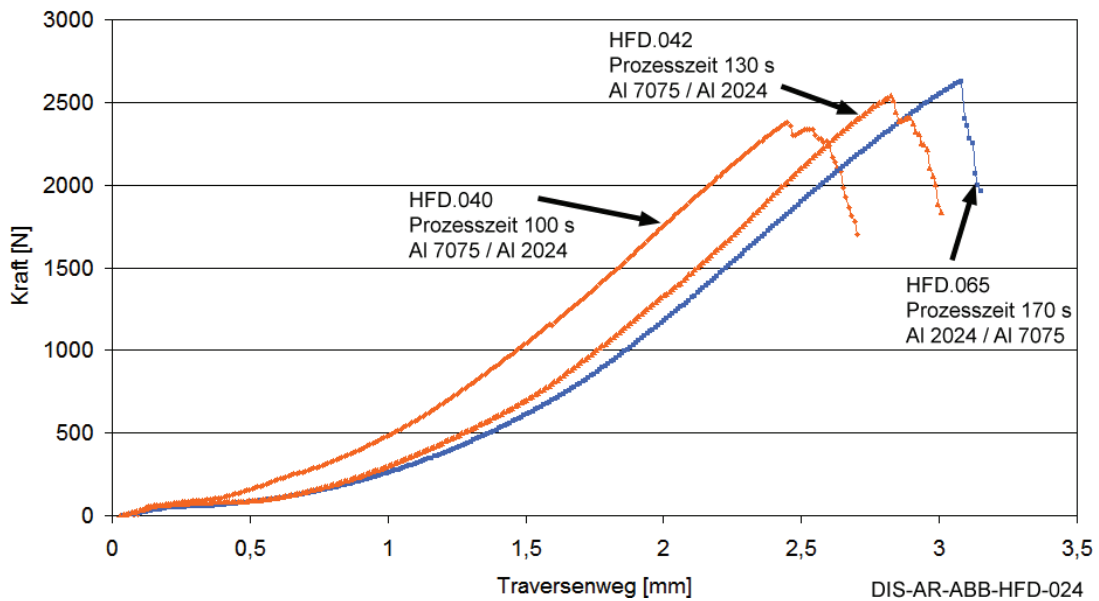


Abbildung 57: HFDB maximale gemessene Scherzugkraft der Werkstoffkombinationen AA 2024 / Al 99,5 (blau) und AA 7075 / Al 99,5 (orange) aufgetragen über dem Traversenweg; Reibpartner jeweils an erster Position genannt.

Schälzugergebnisse der HFDB Al / 1.4301 Proben sind in Abbildung 58 dargestellt.

HFDB Al / 1.4301 Schälzugergebnisse

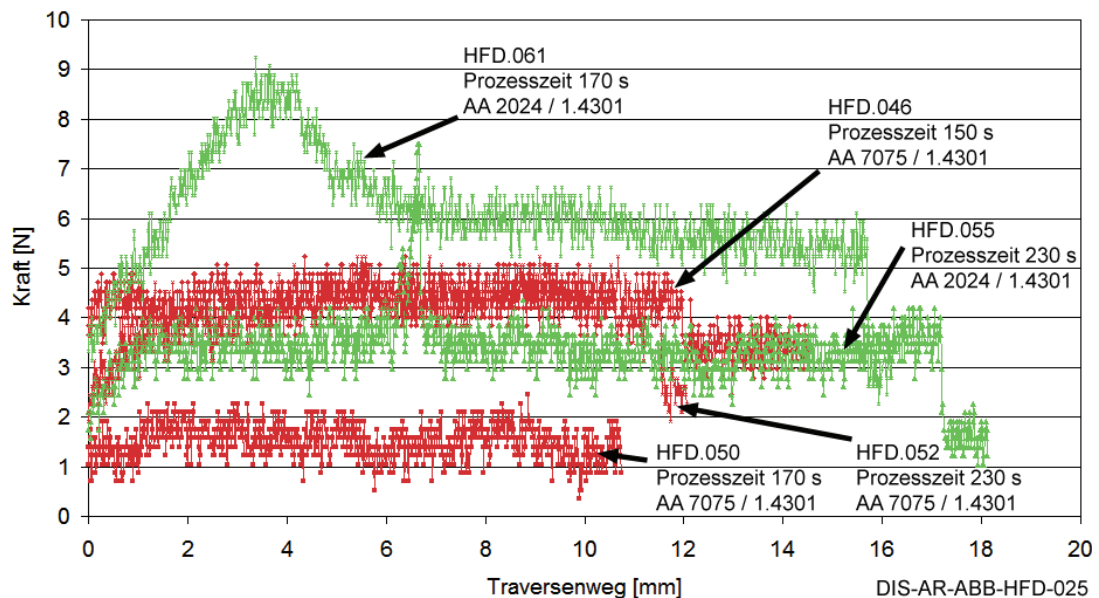


Abbildung 58: HFDB maximale gemessene Schälzugkraft der Werkstoffkombinationen AA 2024 / 1.4301 (grün) und AA 7075 / 1.4301 (rot) aufgetragen über dem Traversenweg; Reibpartner jeweils an erster Position genannt.

Die Ergebnisse der maximalen Schälzugkräfte zeigen eine große Streuung im Bereich von 1 N bis 9 N. Eine Abhängigkeit der maximalen Schälzugkräfte von der HFDB Prozesszeit ist nicht zu erkennen. Einige der HFDB Schälzugproben versagten schon beim Einspannen in die Zugprüfmaschine. Eine metallische Verbindung hat nicht stattgefunden. Die für die Al / 1.4301 gemessenen Prozesstemperaturen liegen mit maximal 320 °C unter der in der Literatur angegebenen notwendigen Prozesstemperatur für eine Diffusionsverschweißung des Fügepartners 1.4301 [5].

HFDB Scherzugergebnisse der Werkstoffkombinationen AA 2024 / 1.4301 sowie AA 7075 / 1.4301 sind in Abbildung 59 dargestellt.

Die gemessenen Werte für die maximale Scherzugkraft zeigen eine Streuung im Bereich von 1,6 kN bis 2,3 kN. Eine Abhängigkeit der maximalen Scherzugkraft von der HFDB Prozesszeit im Intervall von 150 s bis 230 s ist nicht zu erkennen. Die Steigungen der maximalen Scherzugkraft über dem Traversenweg zeigen für die Werkstoffkombinationen AA 2024 / 1.4301 und AA 7075 / 1.4301 im Bereich von 300 N bis zum Versagenspunkt einen identischen Verlauf. Eine ausgeprägte Streckgrenze ist nicht zu erkennen, das Versagen erfolgt schlagartig. Die Ergebnisse der Scherzugversuche der Al / Al sowie Al / 1.4301 HFDB Proben zeigen vergleichbare maximal gemessene Scherzugkräfte.

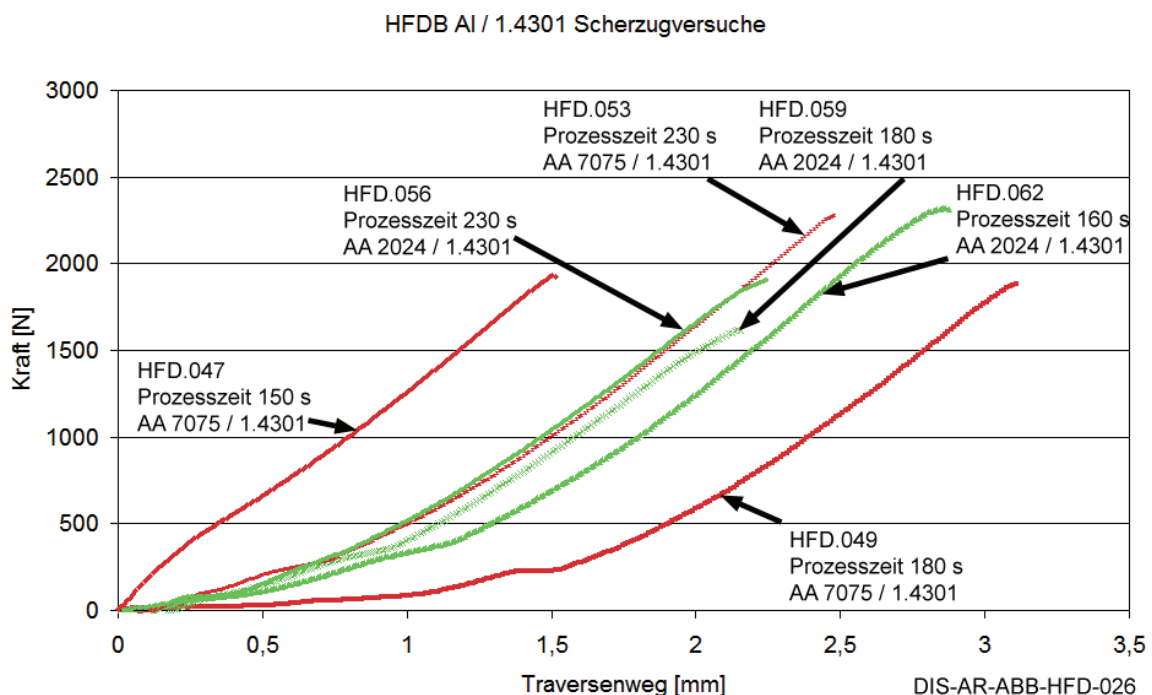


Abbildung 59: HFDB maximale gemessene Scherzugkraft der Werkstoffkombinationen AA 2024 / 1.4301 (grün) und AA 7075 / 1.4301 (rot) aufgetragen über dem Traversenweg; Reibpartner jeweils in erster Position genannt.

4.4 HFDB Versagensverhalten AA 7075 / Ti6Al4V

Die AA 7075 / Ti6Al4V Verbindungen zeigten bei gleicher Parameterwahl ein anderes Temperatur- und Versagensverhalten als die HFDB Al / Al oder Al / 1.4301 Verbindungen. Die maximal gemessenen Temperaturen waren höher, als

die bei den HFDB Al / Al sowie Al / 1.4301 gemessenen Temperaturen. Abbildung 60 zeigt den gemessenen Temperaturverlauf für die AA 7075 / Ti6Al4V HFDB Probe HFD.024. Die maximale gemessene Temperatur lag 70 °C über der -bei gleichen HFDB Parametern- für die Paarung Al / 1.4301 erzielten maximalen Temperatur von 350 °C. Dieser Temperaturunterschied ist auf die niedrige Wärmeleitung des Ti6Al4V zurückzuführen. Der Wärmestrom wird durch den geringeren Wärmeleitkoeffizienten des Fügepartners Ti6Al4V an der Fügeebene isoliert. Somit fließt der Wärmestrom bevorzugt über den Reibpartner aus Aluminium in die Klammerung sowie das HFDB Werkzeug aus Stahl in die Spindel und nur begrenzt über den Fügepartner aus TiAlV64 in die Unterlage ab.

HFD.024 Temperaturmessung

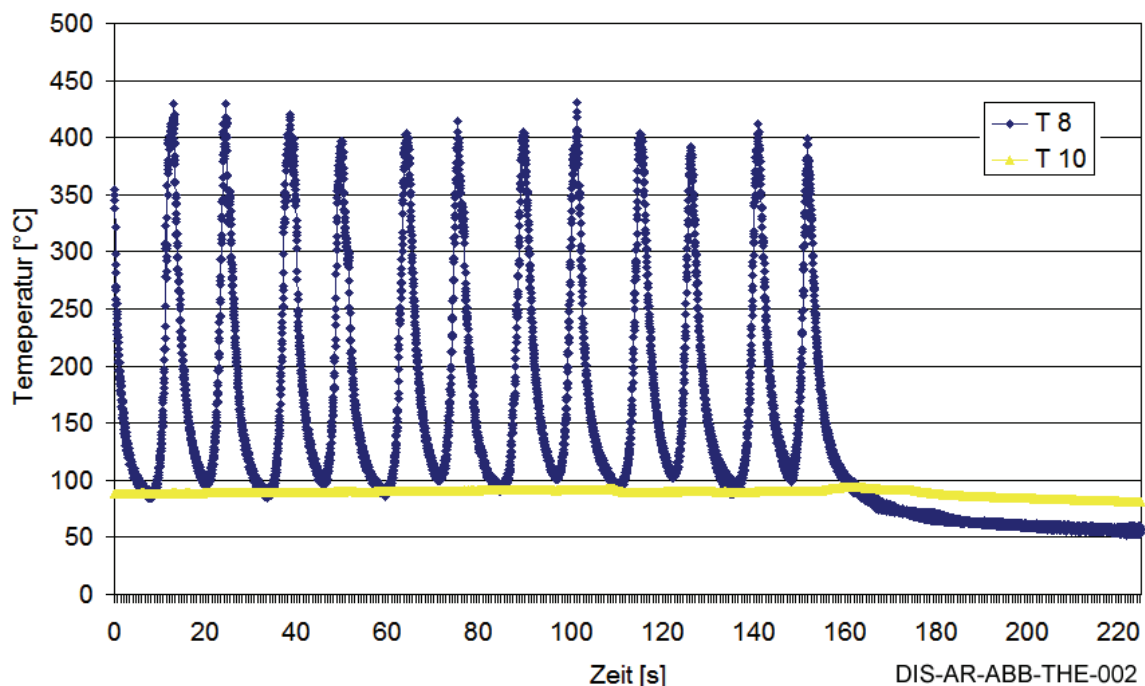


Abbildung 60: Temperaturmessung Probe HFD.024 mit Thermoelementen; Element T 8 in Mitte Werkzeugpfad; Referenzmessung Element T 10.

Für den Wärmeleitungsvorgang unterhalb des Werkzeugs wird somit schneller als bei Al/Al oder Al/Fe Paarungen ein quasi-stationärer Zustand erreicht. Da die Scherfestigkeit des Reibpartnerwerkstoffs bei steigender Temperatur abnimmt wird das Fließen unter der Werkzeugreibfläche früher erreicht. Um das Werkstück durch das schneller erreichte Fließen des Reibpartners und die damit verbundene Tendenz des schnelleren Eintauchen des Werkzeugs nicht zu zerstören, müssen die HFDB Parameter durch Verringern der Streckenenergie (z.B. Erhöhen der Vorschubgeschwindigkeit, siehe Kapitel 3.5) angepasst werden.

Einige ungleichartige HFDB Verbindungen mit AA 7075 als Reib- und TiAlV64 als Fügepartner zeigten nach dem Fügen eine zeitabhängige mechanische Belastungsfähigkeit. Nach Abkühlen auf Raumtemperatur in einem qualitativen Schälzug getestet, versagten die HFDB Proben durch Ausknöpfen des Reibpartners AA 7075 (siehe Abbildung 61).

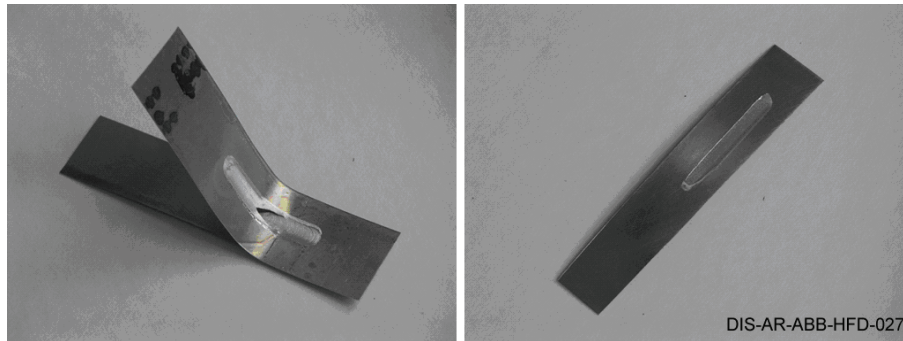


Abbildung 61: Schälzug AA 7075 / Ti6Al4V HFDB Verbindungen sofort nach dem Fügen; Aluminium Reibpartner am HFDB Saum / WEZ ausgeknöpft.

In Abbildung 62 ist die lichtmikroskopische Aufnahme der Fügeebene der HFDB Verbindung HFD.024 in der Werkstoffkombination AA 7075 / Ti6Al4V dargestellt.

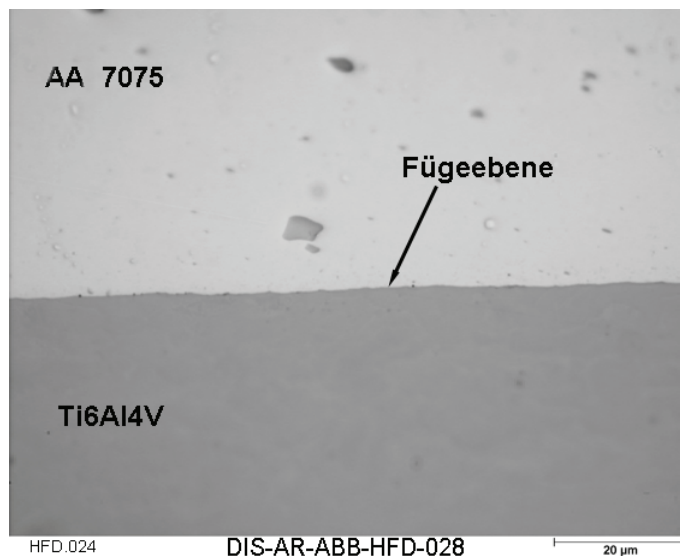


Abbildung 62: HFDB Probe HFD.024 Fügeebene mit 100-facher Vergrößerung aufgenommen mittels Lichtmikroskop; ungeätzt; AA 7075 oben, Ti6Al4V unten.

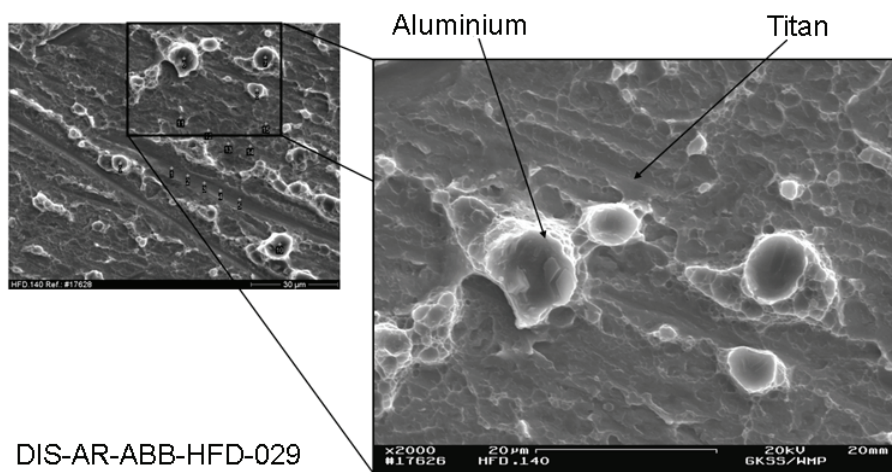


Abbildung 63: Schälzug der HFDB Verbindung HFD.140 zehn Minuten nach dem Fügen; Bruchoberfläche Ti6Al4V -Seite; Duktile Bruchformationen aus AA 7075 auf Ti6Al4V vor Ausknöpfungsbereich.

Die Aufnahme, fünf Stunden nach dem Fügen aufgenommen, zeigt in der Fügeebene keine Unregelmäßigkeiten.

Die REM Aufnahme der Probe HFD.140 in Abbildung 63 zeigt ein bis zwei Millimeter vor dem ausgeknöpften Bereich duktile Bruchformationen aus AA 7075 auf dem Fügepartner Ti6Al4V. Wurden AA 7075 / Ti6Al4V HFDB Proben mehrere Stunden aufbewahrt, versagten einige der Proben in der Fügeebene ohne äußere mechanische Belastungen.

Abbildung 64 zeigt die REM Aufnahme der Fügeebene der AA 7075 / Ti6Al4V HFDB Probe HFD.091. Die Aufnahme, im gleichen Maßstab wie die in Abbildung 62 gezeigte aufgenommen, zeigt im Fugebereich eine fast 40 µm Breite von Rissen durchzogene Ebene. In dieser Ebene liegen nur punktuell Verbindungen zwischen AA 7075 und Ti6Al4V vor.

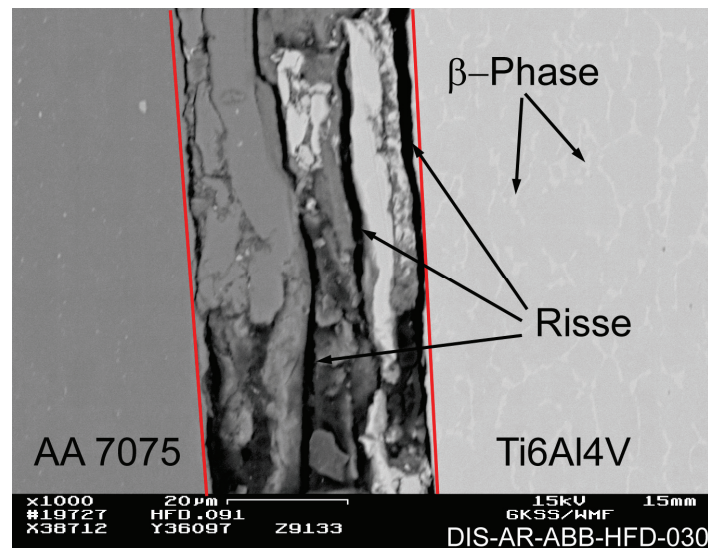


Abbildung 64: HFDB Probe HFD.091 Fügeebene mit 1000-facher Vergrößerung aufgenommen mittels REM; ungeätzt; AA 7075 links, Ti6Al4V rechts; helle β-Phasen im Ti6Al4V.

Ein Erklärungsansatz für das Versagen der Proben sind auftretende Spannungen in der Fügeebene der HFDB Probe. Die Entstehung der Spannungen können mehrere Gründe haben. Zum einen haben die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von AA 7075 und Ti6Al4V unterschiedlich große Ausdehnungen sowie Kontraktionen während und nach dem Fügen zur Folge. Zum anderen werden durch die thermomechanische Umformung zumindest im Reibpartner Eigenspannungen induziert. Die Summe dieser Spannungen kann ein selbständiges Risswachstum in der nicht ausreichend konsolidierten HFDB Fügeebene begünstigen (siehe Plausibilitätsbetrachtung im Anhang).

Generell ist das Verbinden von Aluminium mit Titan durch Fügeprozesse mit Schwierigkeiten behaftet. Große Unterschiede in thermischen Ausdehnungskoeffizienten, Schmelzpunkten, Kristallstruktur sowie thermischer Leitfähigkeit erschweren den Fügeprozess.

Der „Verbundwerkstoff“ einer ungleichartigen HFDB Naht erhält durch unterschiedliche Geometrie und E-Module der Verbindungspartner eine bestimmte Gesamtsteifigkeit. Die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungen der Verbindungspartner während des HFDB Prozesses sowie die während des

Fügens eingebrachten Spannung aus mechanischer Umformung belasten den Fügspalt beim Abkühlen mit Kräften, die zu inneren Spannungen führen. Diese Spannungen führen, bei Vorhandensein von spröden Phasen – hier maßgeblich zu nennen α_2 -Ti₃Al und γ -TiAl - und bei nicht ausreichend konsolidierter Fügnaht an Gefügedefekten zu unterkritischem Risswachstum. Diese Mikrorisse wachsen abhängig von Umgebungsbedingungen (Umgebungsmedium, Temperatur) und der mechanischen Belastung unterhalb der Bruchzähigkeit K_{Ic} bis zu einer kritischen Länge. Wird diese Länge überschritten und ist der Restquerschnitt ausreichend klein geworden tritt instabiles Risswachstum bis zum Versagen des Bauteils ein.

4.5 DB Prozessparameter

Für die DB Parameterentwicklung im Rahmen dieser Arbeit betragen die zu verschweißenden Flächen 20 mm x 20 mm. Als Startpunkt diente nach Kazakow [5] $0,7 T_S$ als DB Temperatur (vergleiche auch Kapitel 2.4.1.1). Als DB Anpressdruck normal zum Reibpartner und DB Haltezeit wurden konservativ 6 Nmm^{-2} respektive 15 Minuten gewählt. Hierdurch sollte großer plastischer Verformung und einem Schmelzen der DB Probe, wie in Abbildung 65 zu sehen, begegnet werden.

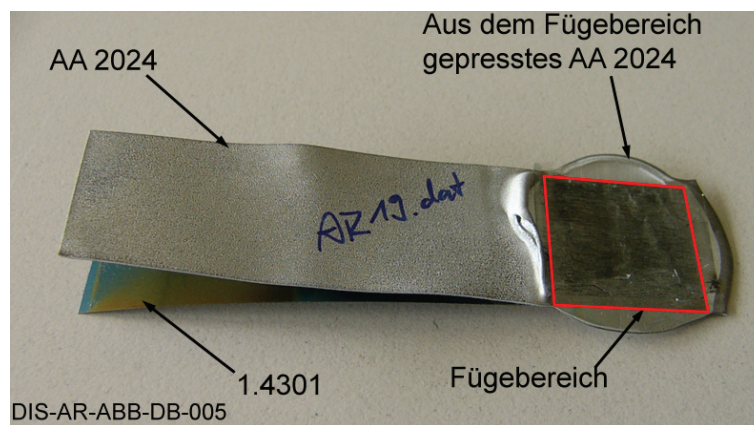


Abbildung 65: Plastische Verformung der DB Probe AR19; Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301; AA 2024 aus dem Fügebereich (rot umrandet) durch zu großen Fügedruck bei gewählter Temperatur herausgepresst.

Die Aufheiz- und Abkühlrate betrug $20 \text{ °C} \cdot \text{min}^{-1}$. Konnte durch die gewählten DB Parameter keine Verbindung erzielt werden, so wurde im ersten Schritt die DB Temperatur erhöht. Nach Erhöhen der DB Temperatur folgte bei nicht ausreichender Verbindung das Erhöhen der DB Haltezeit. Ein Erhöhen sowohl der DB Temperatur, als auch der DB Haltezeit erfolgte in Fällen, bei denen keinerlei Beeinflussung oder Verbindung der Probenbleche zu verzeichnen war. Der DB Fügedruck wurde in einigen Fällen erhöht oder verringert, wenn eine Verformung der Fügepartner erzeugt respektive verhindert werden sollte.

Eine Verformung der DB Partner über das in der Literatur [5] angestrebte Maß von maximal 3% Deformation wurde in wenigen Fällen toleriert, um die zu fügenden Oberflächen und damit eventuell vorhandene Oxide aufzubrechen. Abbildung 66 zeigt die DB Probe AR24 in der Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301. Durch

Anpassen der DB Parameter konnte die plastische Deformation des AA 2024 verringert und gleichzeitig die mechanischen Eigenschaften (siehe Kapitel 4.5.2) verbessert werden.

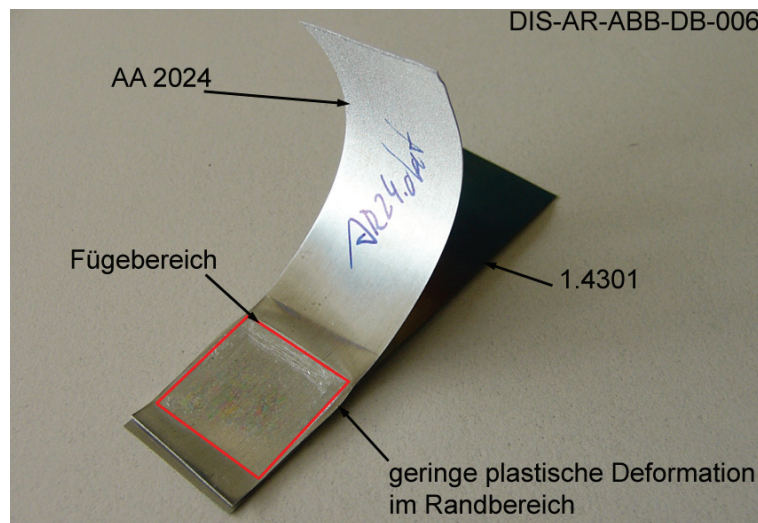


Abbildung 66: Geringe plastische Verformung der DB Probe AR24; Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301; AA 2024 zeigt im Fügebereich (rot umrandet) geringe plastische Deformation.

4.5.1 DB Probenvorbereitung

Das Polieren der Fügeoberflächen für die ersten DB Versuche sollte den Flächenkontakt maximieren. Die polierten Probenbleche konnten mit dem DB Verfahren nur teilweise oder gar nicht gefügt werden. Um den Einfluss von Oxidschichten als Diffusionsbarriere zu vermindern soll nach [29] eine Oberflächenbearbeitung durchgeführt werden. Im Gegensatz zum beschriebenen Beizen diente in dieser Arbeit ein Anschleifen der zu fügenden Oberflächen sowohl der Aluminium- und Stahl- als auch der Ti6Al4V-Proben als Oberflächenvorbereitung. Durch das Anschleifen sollte eine mittlere Rautiefe der Fügeoberflächen von $Ra = 0,3 \mu\text{m}$ der dünnen Probenbleche eingestellt werden. Zur Untersuchung der dafür nötigen Schleifpapierkörnung wurden die zu fügenden Werkstoffe AA 2024 sowie 1.4301 mit unterschiedlichen Körnungen kreuzweise per Hand geschliffen.

Die Rauheit der Oberflächen wurde mit einem Rauheitsmessgerät HOMMEL TESTER 1000 vermessen. Die Tabelle 30 sowie Tabelle 31 mit den gemessenen Rauheiten sind im Anhang zu finden.

Ein Anschleifen der 1.4301 Fügeoberflächen mit 150er Körnung sowie der Aluminiumoberflächen mit 500er Körnung genügte um die angestrebte Rauheit zu erreichen. Das Entfetten der Fügeoberflächen geschah mit einem in Aceton getränkten, fusselreien Tuch eine Minute vor Beginn des DB Prozesses.

Die mit dieser Bearbeitung eingestellte mittlere Rautiefe $Ra = 0,3 \mu\text{m}$ in Verbindung mit dem Entfetten der zu fügenden Flächen mit Aceton führte zu erfolgreichen DB Verbindungen.

4.5.2 DB Ergebnisse

Die Ergebnisse der DB Parameterentwicklung sind in metallographische sowie mechanische Ergebnisse unterteilt. Die metallographischen Ergebnisse beinhalten Untersuchungen mittels optischem Lichtmikroskop und REM. Diese sind im nachfolgenden Kapitel 4.5.3 beschrieben. In einigen Fällen wurde eine Untersuchung der Diffusionszone mit dem EDX-Verfahren durchgeführt. Analog zu den HFDB Versuchen beinhaltet die mechanische Charakterisierung der DB Proben Scher- sowie Schälzugversuche. In Abbildung 67 sind die maximalen Schälzugkräfte über der Haltezeit der DB Werkstoffkombination AA 2024 / AA 7075 aufgetragen. Für die Proben ist im Bereich von 50 min bis 70 min DB Haltezeit eine Streuung der maximalen Schälzugkraft zwischen 4 N und 56 N über der DB Haltezeit zu erkennen. Das Verlängern der Haltezeit auf 70 min erzielte kein Erhöhen der gemessenen Schälzugkraft. Erst ein Verringern des DB Drucks von 15 N/mm^2 auf $2,5 \text{ N/mm}^2$ und ein gleichzeitiges Verlängern der DB Haltezeit auf 90 min ergab eine Erhöhung der maximalen gemessenen Schälzugkraft auf 136 N.

DB AA 2024 / AA 7075 Schälzugkraft über DB Haltezeit

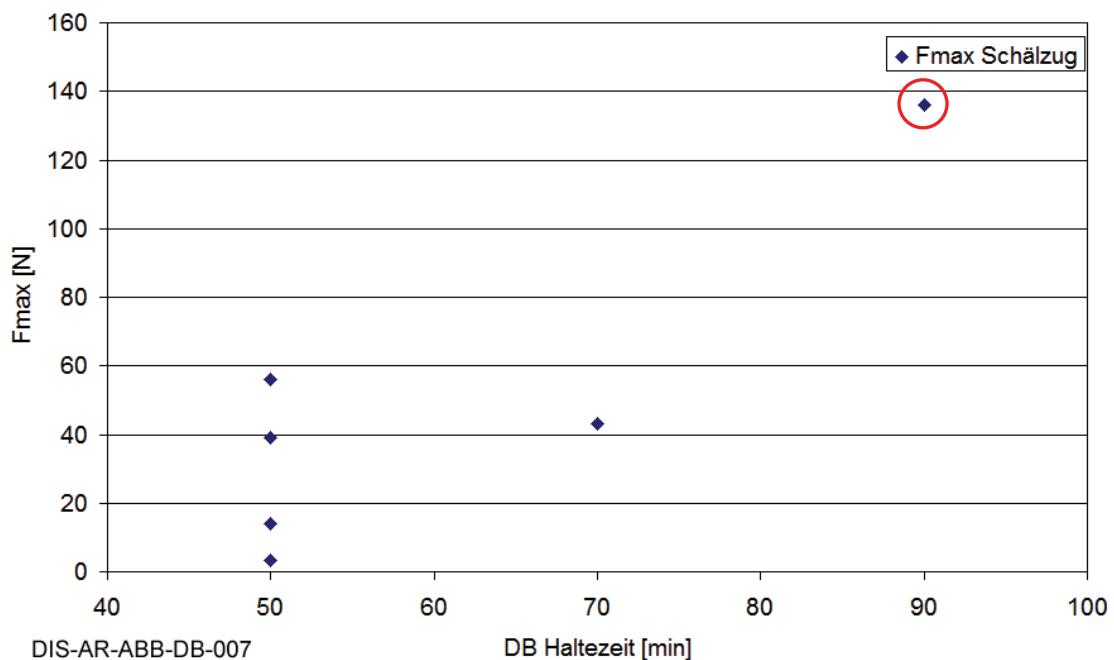


Abbildung 67: DB maximale Schälzugkraft aufgetragen über der DB Haltezeit für die Werkstoffkombinationen AA 2024 / AA 7075; DB Temperatur jeweils $370 \text{ }^\circ\text{C}$; DB Anpressdruck 15 N/mm^2 , bei 90 min: $2,5 \text{ N/mm}^2$. Parameter mit maximaler Schälzugkraft rot markiert.

Die für die Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301 gemessenen maximalen Schälzugkräfte ließen keinen Zusammenhang der Schälzugkraft mit der Haltezeit erkennen. Die Scherzugkräfte der DB Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301 sind daher in Abbildung 68 über dem DB Anpressdruck aufgetragen. Für diese Werkstoffkombination sind, bei konstanter Temperatur von $620 \text{ }^\circ\text{C}$, der DB Anpressdruck von 7 N/mm^2 auf $9,25 \text{ N/mm}^2$ erhöht worden. Die Haltezeit betrug in den beiden ersten Fällen (7 N/mm^2 und 8 N/mm^2) 40 min, im letzten Fall ($9,25 \text{ N/mm}^2$) 60 min. Mit steigendem DB Anpressdruck vergrößert sich die maximal gemessene Scherzugkraft.

DB AA 2024 / 1.4301 Scherzugkraft über DB Druck

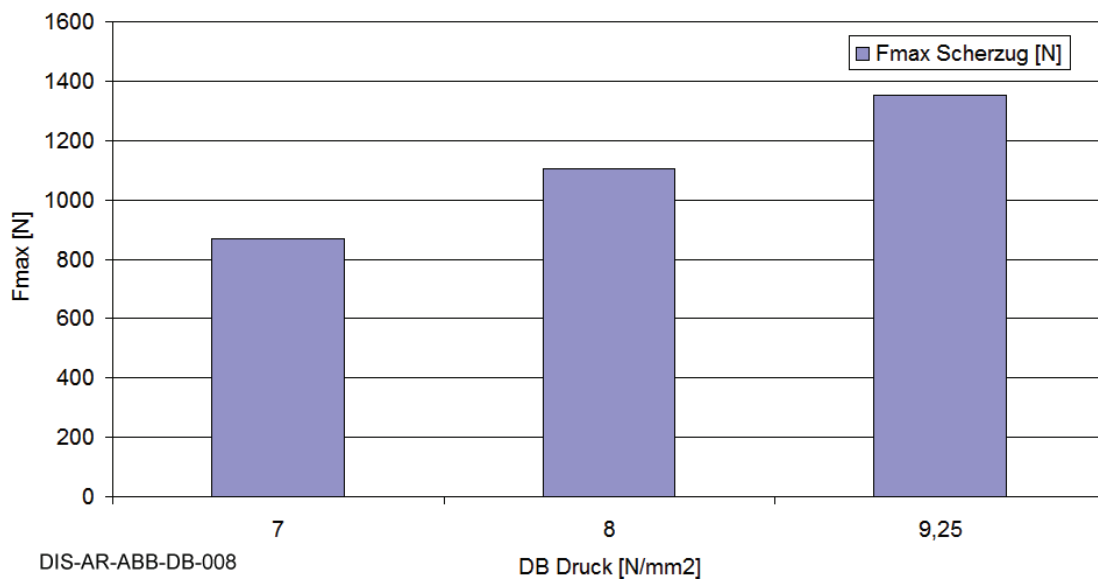


Abbildung 68: DB maximale Scherzugkraft aufgetragen über dem DB Anpressdruck für die Werkstoffkombinationen AA 2024 / 1.4301; DB Temperatur jeweils 620°C.

4.5.3 DB Mikrostruktur

Die typische Mikrostruktur einer AA 2024 / AA 7075 DB Probe ist in Abbildung 69 anhand der Probe AR09 dargestellt. Die Blechdicken für AA 2024 sowie AA 7075 betragen jeweils 0,3 mm. Bei einer DB Temperatur von 620 °C, einer Haltezeit von 40 min sowie einem DB Anpressdruck von 6 N/mm² wurde eine Verbindung erzielt. Die Fügeebene ist in der Abbildung rot hervorgehoben. Über die Fügeebene hinweg ist Kornwachstum zu beobachten. Die Mikrostruktur der geätzten DB Probe AR09 wies eine leicht in Walzrichtung der Bleche gerichtete Kornstruktur auf. Die Größe und Form des Kornes sowohl im AA 2024 Blech als auch im AA 7075 Blech war im Vergleich zu den nicht temperaturbeaufschlagten Grundwerkstoffen unverändert geblieben.

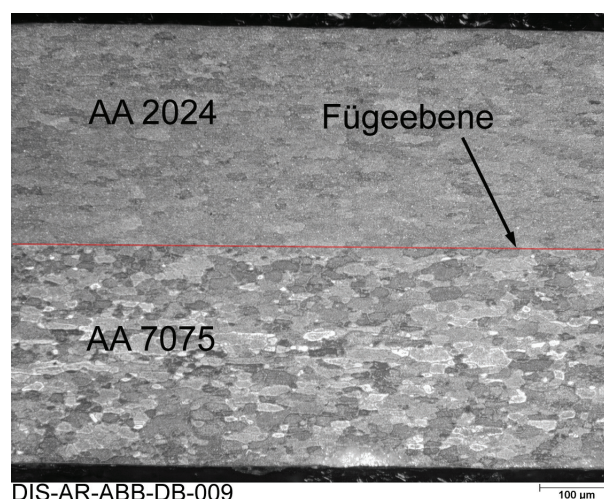


Abbildung 69: Typische Mikrostruktur einer DB Probe für die Werkstoffkombinationen AA 2024 (oben) / AA 7075 (unten); geätzte DB Probe AR09 aufgenommen mit 200-facher Vergrößerung unter dem Lichtmikroskop; Fügeebene rot markiert.

Die Untersuchung der Fügeebene der DB Probe AR09 wurde an der polierten Probe in nicht geätztem Zustand durchgeführt. Hierdurch war ein höherer Kontrast zwischen Fügeebene und Grundwerkstoffen gegeben sowie ein möglicher Einfluss des Ätzworganges auf die Fügeebene ausgeschlossen.

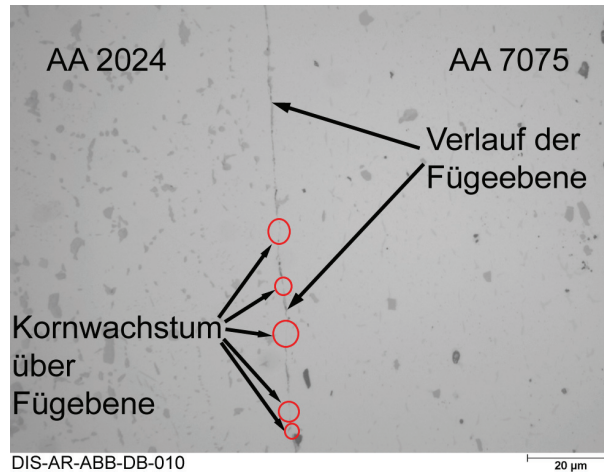


Abbildung 70: DB Probe AR09; Werkstoffkombinationen AA 2024 (links) / AA 7075 (rechts); aufgenommen mit 500-facher Vergrößerung unter dem Lichtmikroskop; ungeätzt; Fügeebene markiert durch Pfeile.

Wie in Abbildung 70 zu sehen finden sich in der Fügeebene der DB Probe AR09 Ausscheidungen, die darauf schließen lassen, dass die Volumendiffusion noch nicht an allen Stellen der Fügeebene vollständig abgeschlossen ist. Die Fügeebene ist im Lichtmikroskop bei 500-facher Vergrößerung als dunkle Linie zu erkennen. Einige Bereiche der Fügeebene weisen eine helle Färbung, identisch dem des GW außerhalb der Fügeebene, auf. Hier ist das Kornwachstum über die Fügeebene hinweg vollständig abgelaufen. Abbildung 71 zeigt die REM Aufnahme einer AA 7075 / 1.4301 DB Probe im Bereich der Fügeebene.

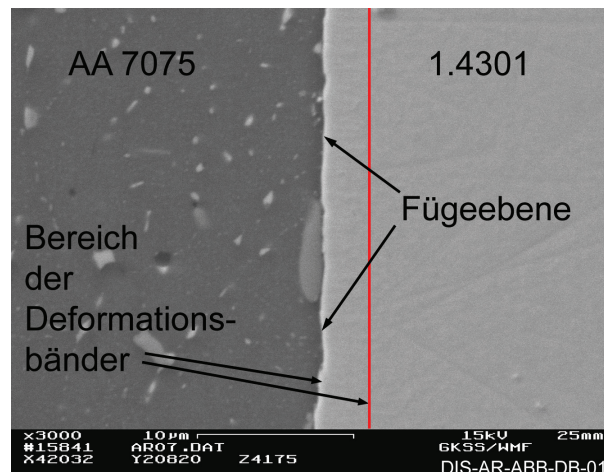


Abbildung 71: DB Probe AR07 aufgenommen mit 3000-facher Vergrößerung unter dem REM; ungeätzt; Fügeebene markiert durch Pfeile; Bereich der Deformationsbänder durch rote Linie markiert; 50% SE / 50% BSE; AA 7075 links, 1.4301 rechts.

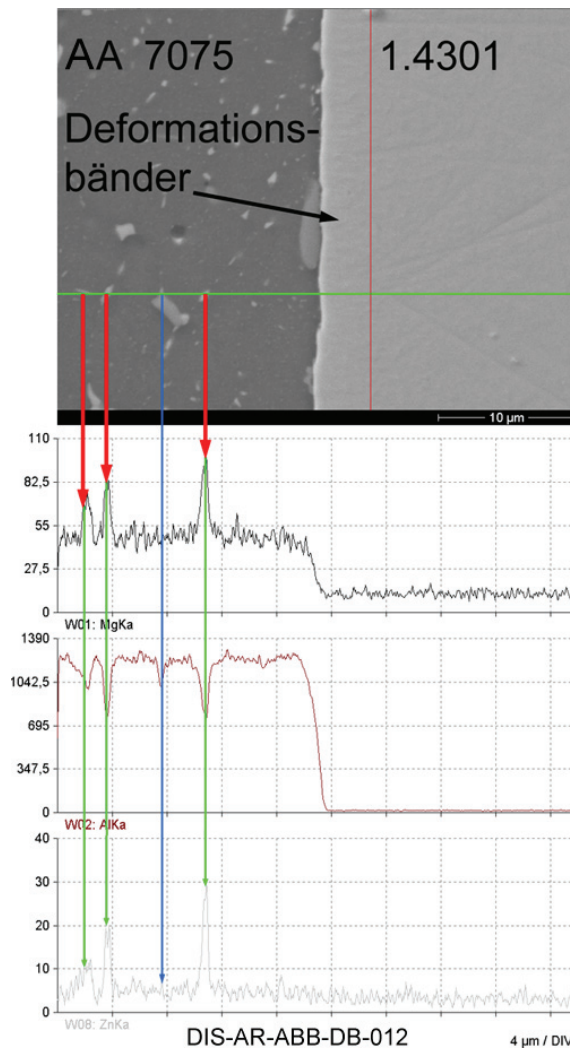


Abbildung 72: DB Probe AR07 EDX Linienscan der Fügeebene mit 3000-facher Vergrößerung aufgenommen mit 50% SE / 50% BSE; AA 7075 links, 1.4301 rechts; horizontale grüne Linie schneidet Partikel; rot-grüne Pfeile: Mg-Zn reiche Partikel; blauer Pfeil: Fe reicher Partikel; vertikale rote Linie: Bereich der orthogonal zur Fügeebene verlaufenden Deformationsbänder.

Die Aufnahme zeigt im Bereich des AA 7075 feinverteilte Einschlüsse, die sich anhand eines EDX Linienscans (siehe Abbildung 72) als Fe (grauer Einschluss, blauer Pfeil), sowie Mg / Zn-haltige Partikel (hellgraue Einschlüsse, rot-grüne Pfeile) identifizieren lassen. In der Fügeebene sind auch bei 3000-facher Vergrößerung keine Unregelmäßigkeiten zu erkennen. Das 1.4301 Blech weist an die Fügeebene grenzend einen etwa 3 µm tiefen mit orthogonal zur Fügeebene verlaufenden Deformationsbändern versehenen Bereich auf.

5 Eigenschaftsvergleich DB/HFDB

5.1 Schälzugversuche

Für einen Vergleich der Eigenschaften von DB und HFDB Verfahren wurden die Parameter von Proben ähnlich großer maximaler Schäl- und Scherzugkräfte gegenübergestellt.

5.1.1 AA 7075 / AA 2024

In Abbildung 73 sind die Verläufe von Schälzugkraft über Traversenweg der DB sowie HFDB Schälzugversuche in der Materialkombination AA 2024 / AA 7075 dargestellt. Die DB Proben AR30 sowie AR50 weisen bei gleicher Prozesszeit eine Differenz in der gemessenen maximalen Schälzugkraft auf.

Diese schon im Kapitel 4.5.2 beobachtete Streuung der DB Ergebnisse kann seine Ursache in der Neubildung von Oxiden in der Fügeebene, die ein stabiles Kornwachstum behindern [50], haben. Zudem wird eine quantitative Bestimmung des Einflusses der Prozessvariablen auf die Eigenschaften der Bindeebene einer DB Verbindung durch mechanische Zugversuche als schwierig angesehen [51]. Im Gegensatz zu den DB Parametern zeigen die HFDB Parameter eine Abhängigkeit der maximalen gemessenen Schälzugkraft von der eingestellten Prozesszeit (siehe Tabelle 20 sowie Kapitel 4.3).

Die durch den HFDB Prozess in die Fügeebene eingebrachte elastische sowie plastische Deformation (siehe Kapitel 4.1) begünstigt ein Aufbrechen von neugebildeten Oxiden. Gleichzeitig wird aufgrund eines stark verkleinerten Korns (siehe Kapitel 5.4) eine Diffusion über die Fügeebene hinweg beschleunigt.

Für die in Abbildung 73 gezeigten DB sowie HFDB Proben werden in Tabelle 20, erweitert mit den Parametern Temperatur, Prozesszeit sowie Anpressdruck, aufgeführt. Ein beispielhafter Vergleich der Prozessparameter der HFDB Probe HFD.039 sowie der DB Probe AR50 zeigt die charakteristischen Unterschiede zwischen den beiden Prozessen auf.

Vergleich Schälzugversuche DB HFDB AA 2024 / AA 7075

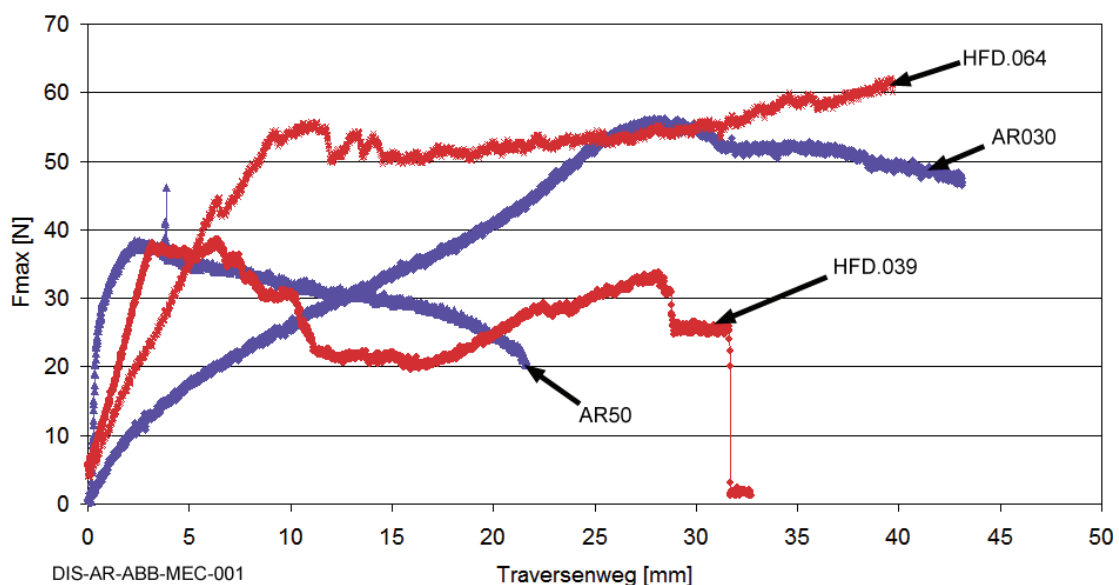


Abbildung 73: Gemessene Schälzugkraft der Werkstoffkombination AA 2024 / AA 7075 aufgetragen über dem Traversenweg; Vergleich von DB (blau) sowie HFDB (rot) Schälzugergebnissen.

Für das Fügen von AA 2024 / AA 7075 wird mit dem HFDB Prozess eine um 47% geringere Prozesstemperatur als beim DB Prozess in den Fügebereich eingebracht. Der HFDB Anpressdruck ist mit $29,8 \text{ N/mm}^2$ nahezu doppelt so hoch wie der DB Anpressdruck. Die HFDB Prozesszeit ist mit 60 s zwei Größen-

ordnungen niedriger als die für das DB eingesetzte von 3000 s. Bei im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Al / Al HFDB Proben wird im Vergleich mit dem DB Verfahren bei einer doppelt so großen Flächenpressung und einer halb so hohen Prozesstemperatur eine um zwei Größenordnungen kürzere Prozesszeit benötigt um vergleichbare Schälzugergebnisse zu erzielen.

Tabelle 20: Prozessparameter Temperatur, Zeit sowie Anpressdruck vergleichbarer gemessener Schälzugkräfte der DB sowie HFDB Proben in der Werkstoffkombination AA 2024 / AA 7075 aus Abbildung 73.

Probe Nr.	Temperatur [°C]	Prozesszeit [s]	Anpressdruck [N/mm ²]	Schälzugkraft [N]
HFD.039	303	60	29,8	38,6
AR50	570	3000	15,0	38,5
HFD.064	332	160	29,8	61,6
AR30	570	3000	15,0	56,3

5.1.2 AA 7075 / 1.4301

Die gemessenen maximalen Schälzugkräfte der DB sowie HFDB Versuche in den ungleichartigen Verbindungen der Materialkombination AA 7075 / 1.4301 (siehe Abbildung 74, Tabelle 21) zeigen, neben einer nicht großflächig erfolgten Fügverbindung, einen ähnlichen Zusammenhang wie für die Werkstoffkombination AA 7075 / AA 2024.

Vergleich Schälzugversuche DB HFDB Al 7075 / 1.4301

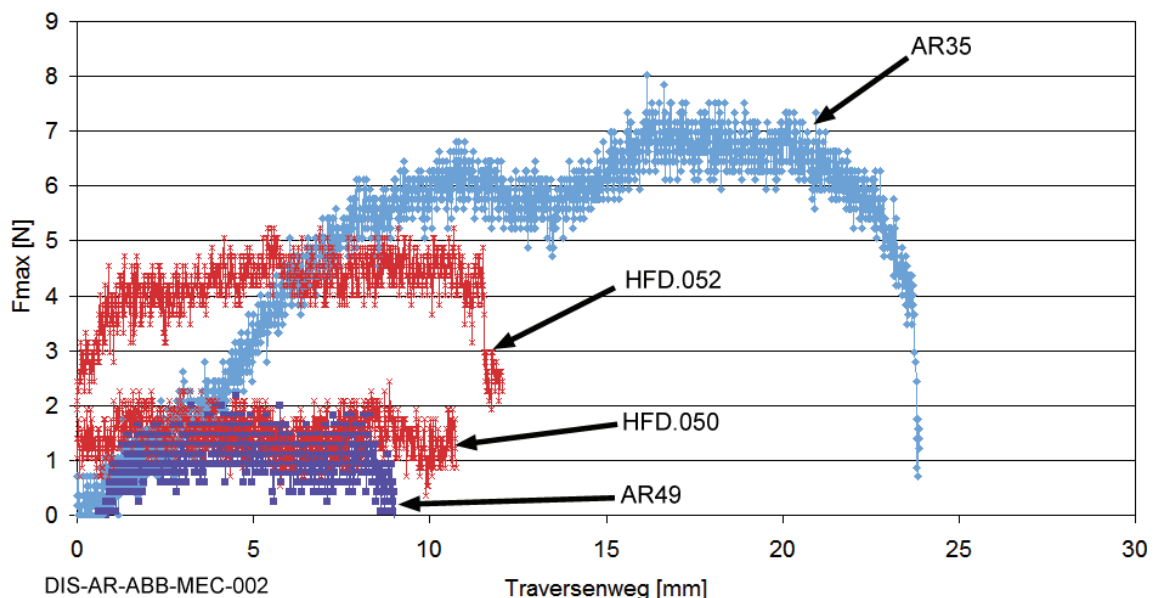


Abbildung 74: Gemessene Schälzugkraft der Werkstoffkombination AA 7075 / 1.4301 aufgetragen über dem Traversenweg; Vergleich von DB (blau) sowie HFDB (rot) Schälzugergebnissen.

Der dominierende Unterschied in den jeweiligen Verfahrensparametern ist in der jeweiligen Prozesszeit zu finden. Für die Werkstoffkombination AA 7075 / 1.4301 unterscheidet sich die Prozesszeit der DB Probe AR35 (3000 s) um eine Größenordnung von der Prozesszeit der HFDB Probe HFD.052 (230 s).

Tabelle 21: Prozessparameter Temperatur, Zeit sowie Anpressdruck vergleichbarer maximaler gemessener Schälzugkräfte der DB sowie HFDB Proben in der Werkstoffkombination AA 7075 / 1.4301 aus Abbildung 74.

Probe Nr.	Temperatur [°C]	Prozesszeit [s]	Anpressdruck [N/mm ²]	Schälzugkraft [N]
HFD.052	376,8	230	29,8	5,2
AR35	570,0	3000	15,0	7,5
HFD.050	361,0	180	29,8	2,4
AR49	570,0	6600	15,0	2,2

In der vorliegenden Werkstoffkombination ist für das HFDB Verfahren ein Zusammenhang von Prozesstemperatur / Prozesszeit und der gemessenen maximalen Schälzugkraft zu beobachten. Mit zunehmender HFDB Prozesszeit steigt die gemessene maximale Schälzugkraft. Die DB Ergebnisse zeigen eine starke Streuung. Im untersuchten DB Prozessfenster sinkt bei zunehmender Prozesszeit die maximale gemessene Schälzugkraft.

5.2 Scherzugversuche

5.2.1 AA 2024 / 1.4301

In Abbildung 75 werden die maximalen Scherzugkräfte von DB (blau) sowie HFDB (rot) Proben der Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301 über dem Traversenweg dargestellt.

Die Prozessparameter der DB Proben AR15 sowie der HFDB Probe HFD.059 wurden aufgrund der vergleichbaren Scherzugergebnisse gegenübergestellt. Der Vergleich (siehe Tabelle 22) zeigt, dass der HFDB Prozess eine um eine Größenordnung geringere Prozesszeit benötigt, um eine vergleichbare maximale Scherzugkraft zu erreichen.

Tabelle 22: Prozessparameter Temperatur, Zeit sowie Anpressdruck vergleichbarer maximaler gemessener Scherzugkräfte der DB sowie HFDB Proben in der Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301 aus Abbildung 75.

Probe Nr.	Temperatur [°C]	Prozesszeit [s]	Anpressdruck [N/mm ²]	Scherzugkraft [N]
HFD.059	365	200	29,80	1600
AR15	620	3600	9,25	1353

Es wird deutlich, dass die HFDB Prozesstemperaturen als auch -zeiten aller betrachteten Verbindungen unter den Werten der DB Schweißungen liegen. Der HFDB Fügedruck liegt in allen betrachteten Fällen über den Werten für die DB Schweißungen. Das Verhältnis der HFDB zu DB Prozesstemperaturen weist, im Gegensatz zu den Prozessdrücken und -zeiten, keine große Streuung auf. Die HFDB Prozesszeiten belaufen sich auf 2 % bis 8% der DB Prozesszeiten.

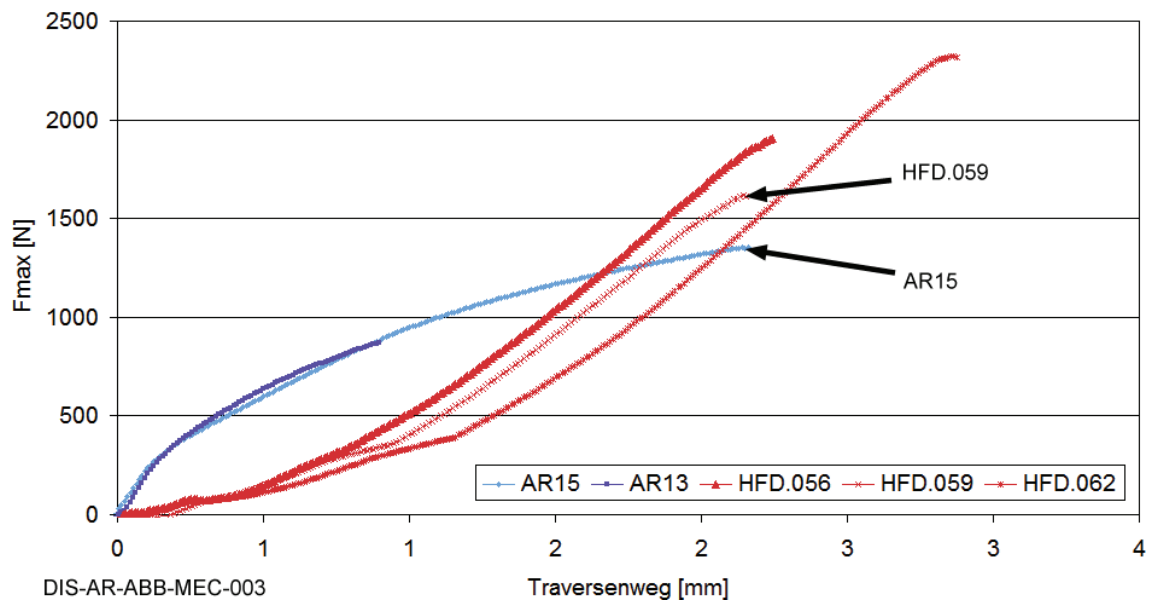


Abbildung 75: Gemessene Scherzugkraft der Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301 aufgetragen über dem Traversenweg; Vergleich von DB (blau) sowie HFDB (rot) Scherzugergebnissen.

5.3 HFDB / DB Bindemechanismen

Erdmann-Jesnitzer et al [52] haben bei grundlegenden Untersuchungen von Kaltpressschweißvorgängen bei Aluminium/Aluminium und Aluminium/Eisen Verbindungen jeweils die Gültigkeit eines Zeit-Temperatur-Gesetzes für eine erste adhäsive Verbindung polykristalliner Flächen der Fügepartner sowie eine Abhängigkeit der Aktivierungsenergie Q von der Korngröße in Al/Al Verbindungen nachgewiesen. Logarithmisch dargestellt genügten die experimentell ermittelten Kurven der Arrhenius –Gleichung:

$$v \approx \left(\frac{1}{t} \right) = c_0 \cdot e^{-\frac{Q}{R \cdot T}} \quad (5.8)$$

v = Geschwindigkeit der adhäsiven Verbindung; t = Zeit; T = Temperatur in °K; Q = Aktivierungsenergie in J/Mol. Die ermittelten Zeit-Temperatur-Kurven hatten einen asymptotischen Verlauf an eine Grenztemperatur T_G . Für die gleichartigen Al / Al Verbindungen ergab sich unter Berücksichtigen der zusätzlich erfolgten Verformung η durch Stauchung eine Grenztemperatur von

$$T_G \approx 0,7 \cdot T_S \quad (5.9)$$

wobei T_S die Schmelztemperatur der Fügepartner ist. Die Messungen ergaben weiter, dass die durch Kaltverformung eingebrachte Erhöhung der Gitterenergie sowie kleinere Korngrößen in der Fügeebene einen Teil der zum Verschweißen der Fügepartner notwendigen Wärmeenergie ersetzen können.

Bei der Untersuchung des HFDB Prozesses wurden im Gegensatz zu DB, FSW und herkömmlichen Reibschweißverfahren niedrigere Temperaturen (Al/Al, 330 °C) gemessenen. Diese ließen zu Beginn der Untersuchungen keinen Rückschluss auf die Art der Verbindungsentstehung zu. Mit Hilfe eines analytischen Vergleichs des DB Prozesses mit dem HFDB Prozess sollten weitere

Erkenntnisse über die Art des der Verbindung zugrunde liegenden Entstehungsmechanismus gewonnen werden.

Es gibt verschiedene Modelle um die Diffusion von Atomen im Metallgitter zu beschreiben. Während generell von drei Mechanismen (direkter Platzwechsel, Leerstellenmechanismus, Zwischengittermechanismus) ausgegangen wird, beschreibt Kazakov [5] zusätzlich einen vierten Mechanismus (ringförmiger Platzwechsel, siehe Abbildung 76), deren Aktivierungsenergien mathematisch dargestellt werden können.

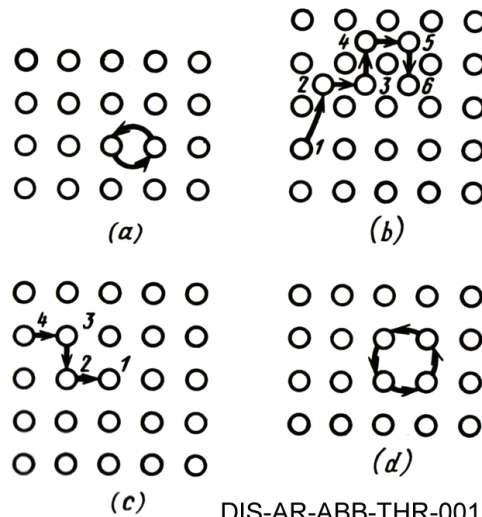


Abbildung 76: Platzwechselmechanismen im Metallgitter a) direkter Platzwechsel, b) Zwischengittermechanismus, c) Leerstellenmechanismus und d) ringförmiger Platzwechsel [5].

Kupfer, mit einer theoretischen Aktivierungsenergie für die Selbstdiffusion von 1008 kJ mol^{-1} für den direkten Platzwechsel, 966 kJ mol^{-1} für den Zwischengittermechanismus, 269 kJ mol^{-1} für den Leerstellenmechanismus und 378 kJ mol^{-1} für den ringförmigen Platzwechsel, hat den experimentell gefundenen Wert von 210 kJ mol^{-1} . Daraus kann laut Kazakov [5] geschlossen werden, dass Kupfer, reine Metalle und Legierungen mit Austausch-Mischkristall Struktur über die Diffusion durch den Leerstellenmechanismus ablaufen.

Neben den beschriebenen Leerstellen haben Festkörper auch Versetzungen als weitere Gitterfehler. Da in diesen -vom natürlichen Gitteraufbau abweichenden, gestörten Bereichen- sehr viel Energie gespeichert wird und so die notwendige Aktivierungsenergie für einen Sprung des diffundierenden Atoms niedriger ist, wird die Diffusion über Leerstellen erleichtert. Am Beispiel des Diffusionsverhaltens von Thorium in Wolfram (siehe Abbildung 77) kann dies sehr gut beobachtet werden.

Wie in [5, 12, 48] beschrieben läuft die Volumendiffusion aus dem ungestörten Metallgitter bei gleicher Temperatur sehr viel langsamer ab als die Korngrenzendiffusion aus den gestörten Korngrenzen und diese wiederum langsamer als die Oberflächendiffusion über die freien Oberflächen.

Betrachtet man die Werte der Diffusionskoeffizienten D im Verhältnis zur Aktivierungsenergie Q einiger ausgewählter Diffusionspaare (siehe Tabelle 23), so zeigt sich deutlich, dass die Diffusion in Bereichen mit hoher Aktivierungsenergie langsam und in Bereichen mit niedriger Aktivierungsenergie schneller abläuft.

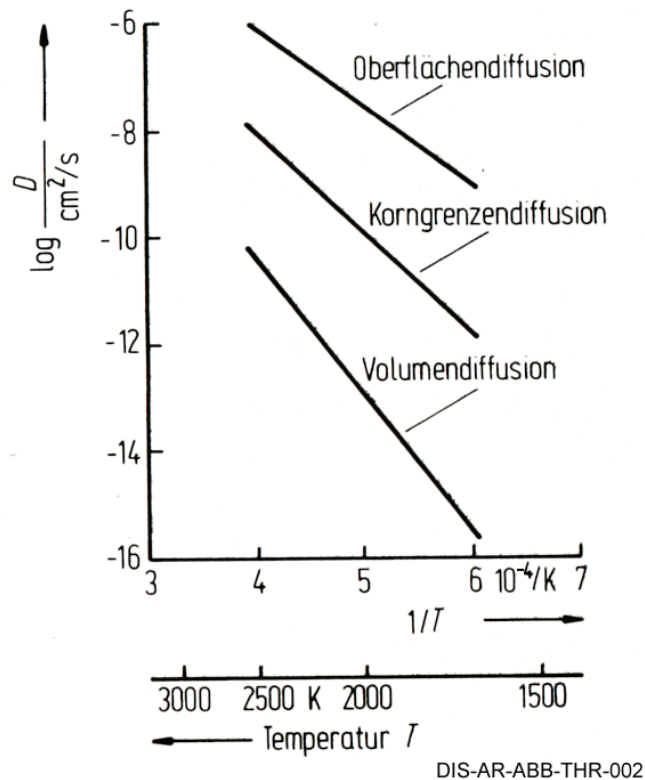


Abbildung 77: Diffusionsverhalten von Thorium in Wolfram [48]; Diffusionsgeschwindigkeiten erhöhen sich mit steigender Temperatur sowie Diffusionsart.

Tabelle 23: Werte ausgewählter Diffusionspaare [48].

Diffundieren- des Element	Grundgitter	D ₀ [cm ² s ⁻¹]	Q [kJ mol ⁻¹]	D = D ₀ · exp (-Q/RT)	
				20°C [cm ² s ⁻¹]	800°C [cm ² s ⁻¹]
H	α-Fe	0,0020	12,14	10 ⁻⁵	10 ⁻³
H	γ-Fe	0,0067	-	10 ⁻¹⁰	10 ⁻⁴
C	α-Fe	0,0079	75,78	10 ⁻¹⁷	10 ⁻⁵
C	γ-Fe	0,2100	141,52	10 ⁻²⁷	10 ⁻⁸
Fe	α-Fe	5,8000	250,00	10 ⁻⁴⁶	10 ⁻¹²
Fe	γ-Fe	0,5800	284,30	10 ⁻⁵³	10 ⁻¹⁴
Ni	Cu	0,0010	148,64	-	-
Cu	Ni	65 · 10 ⁻⁶	124,77	-	-
W	W	-	594,55	-	-

Um die Diffusionsgeschwindigkeit in Metallen zu erhöhen, müssen Bereiche niedriger Aktivierungsenergie geschaffen oder Aktivierungsenergie in irgendeiner Form zugeführt werden. Da die Verbindung beim HFDB bei niedrigeren Temperaturen stattfindet als beim DB, muss die Diffusion in der Kontaktebene durch einen der oben beschriebenen Vorgänge erleichtert worden sein.

Mit einer der Arrhenius-Gleichung ähnlichen Beziehung

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (5.10)$$

kann die Abhängigkeit der Parameter Temperatur und Zeit bei der Diffusion in Festkörpern durch den Diffusionskoeffizienten beschrieben werden. In dieser Gleichung beschreibt D den Diffusionskoeffizienten als Maß für die Diffusionsrate der diffundierenden Atome. D_0 bezeichnet die werkstoffeigene Diffusionskonstante, die auch als Frequenzfaktor der diffundierenden Atome beschrieben wird. Q ist die Aktivierungsenergie und wird als die Energie, die nötig ist, den Atomverband soweit aufzulockern bis ein Atom seinen Platz im Gitter verlässt, beschrieben. R ist die allgemeine Gaskonstante mit $8,315 \text{ kJ mol}^{-1}$ und T die Temperatur in Kelvin. Bei dieser Gleichung wird angenommen, dass der Diffusionskoeffizient von der Konzentration unabhängig ist. Wird nun die Temperatur erhöht, erhöht sich der Diffusionskoeffizient exponentiell.

Um eine zu erwartende Diffusions- oder Einschweißtiefe abschätzen zu können, wird in der Literatur [48, 53] die Gleichung

$$X_E = 2 \cdot (D \cdot t)^{1/2} \quad (5.11)$$

verwendet. Hier ist X_E die zu erwartende mittlere Einschweißtiefe in μm , t die Prozesszeit in s, sowie D der aus (5.10) errechnete Diffusionskoeffizient. Die in der Literatur beschriebenen Gleichungen bieten eine gute Basis zum Berechnen des Diffusionskoeffizienten und Abschätzen der zu erwartenden Einschweißtiefen. Im Umkehrschluss können aus gemessenen Diffusionstiefen der Elemente auf die Diffusionskoeffizienten während des Fügvorganges geschlossen werden.

Für die HFDB Probe HFD.076 sowie die DB Probe AR54 wurden die Elementverteilungen mit EDX gemessen und durch rechnerische Bestimmung des jeweiligen Konzentrationsgradienten die entsprechenden Einschweißtiefen bestimmt. HFD.076 war eine AA 2024 / Al 99,5 Werkstoffkombination. Die Legierung AA 2024 diente als Reibpartner über einem Reinaluminium Blech Al 99,5 als Fügepartner. Die HFDB sowie DB Parameter sind in Tabelle 24 dargestellt.

Tabelle 24: Prozessparameter Temperatur, Zeit sowie Kraft der DB sowie HFDB Proben.

Probe Nr.	Temperatur [°K]	Prozesszeit [s]	Anpressdruck [N/mm ²]	Werkstoffkombination
HFD.076	593,15	152	29,8	AA 2024 / Al 99,5
AR54	793,15	1800	15	1.4301 / Ni / 1.4301

Der Gradient wurde mit einer EDX Punktanalyse bestimmt. Abbildung 78 zeigt schematisch den Verlauf der Messung der HFDB Probe HFD.076. Die 36 Messpunkte wurden diagonal über den Fügebereich gelegt. Punkt 14 lag auf der Bindelinie. Die Messdiagonale verlief von links oben aus dem AA 2024 über die Bindelinie nach rechts unten in das Al 99,5. Die EDX Parameter sind in Kapitel 2.5.2.1 beschrieben. In Abbildung 79 ist die zu Abbildung 78 korrespondierende EDX Messung für die HFDB Probe HFD.076 dargestellt. Anhand der Intensitäten der Elemente Al sowie Zn aufgetragen über dem Abstand der Messpunkte wird der Konzentrationsgradient und somit die Diffusionstiefe dieser Elemente über die Fügeebene hinweg bestimmt. Für die Probe HFD.076 ergibt sich hieraus eine Diffusionstiefe von $7 \mu\text{m}$.

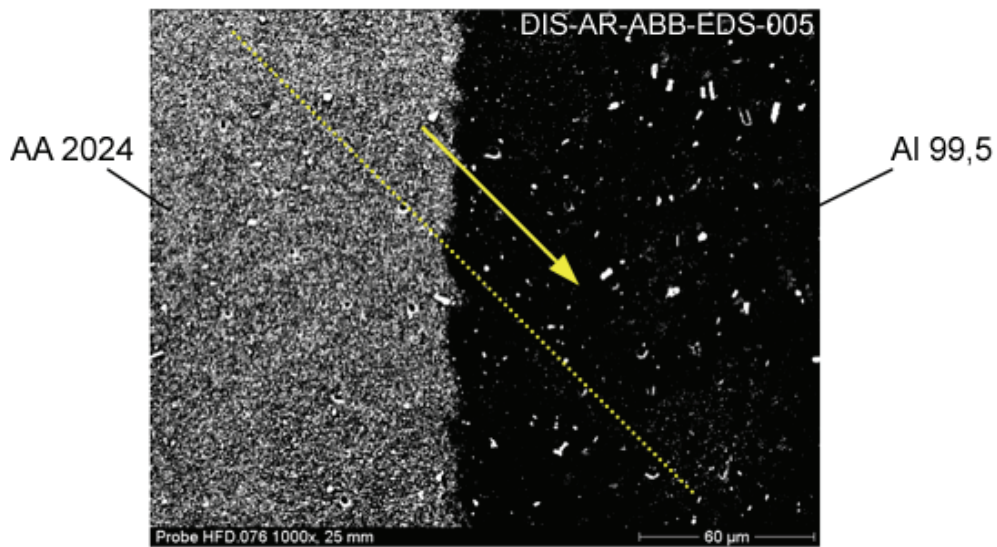


Abbildung 78: Anordnung und Richtung der EDX Punktanalyse (gelbe Punktlinie und gelber Pfeil) der HFDB Probe HFD.076 linke Seite AA 2024, rechte Seite Al 99,5.

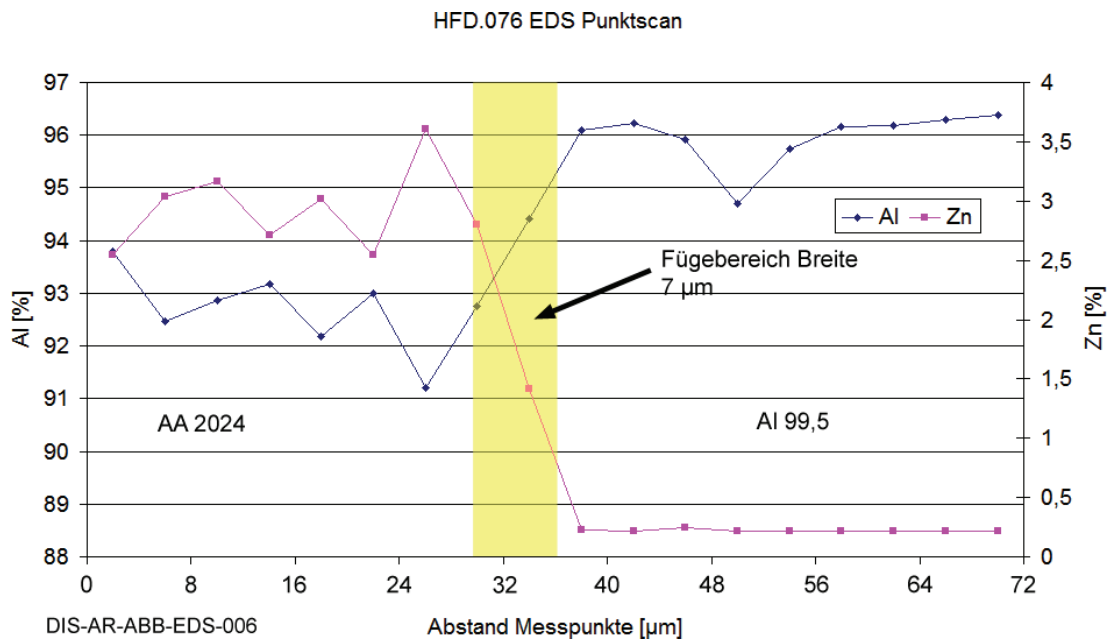


Abbildung 79: Konzentrationsgradient Al und Zn der Probe HFD.076 und daraus resultierende Diffusionstiefe; linke Seite AA 2024, rechte Seite Al 99,5.

Die DB Probe AR54 wurde als 1.4301 / 1.4301 Schweißung mit einer Ni Zwischenschicht ausgelegt. Die Dicke der Bleche betrug 0,1 mm, die Dicke der Ni Zwischenschicht betrug 0,01 mm.

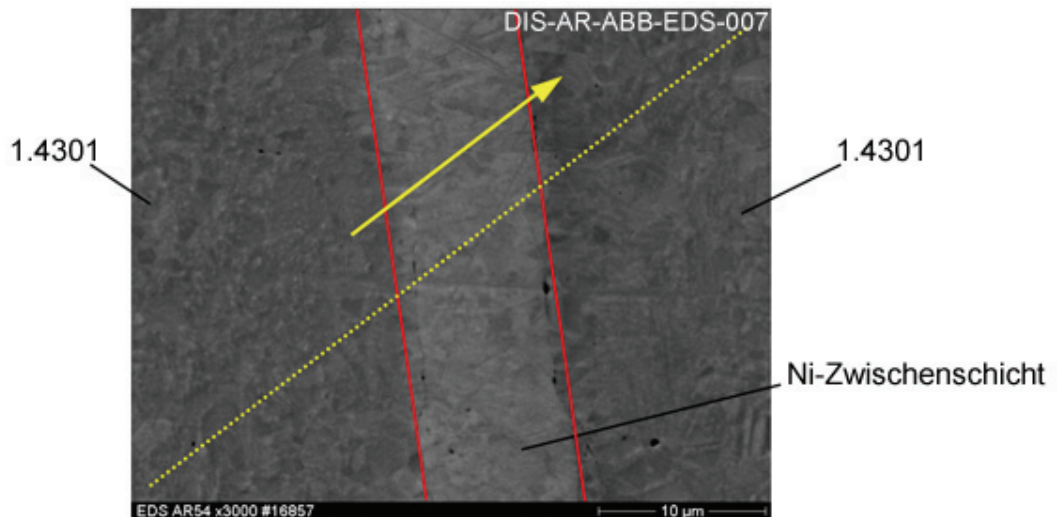


Abbildung 80: REM Aufnahme der Anordnung und Richtung der EDX Punktanalyse (gelbe Punktlinie und gelber Pfeil) der DB Probe AR54 linke Seite 1.4301, Zwischenschicht Ni, rechte Seite 1.4301; rote Linien zeigen den Verlauf der Fügebereiche.

In Abbildung 81 ist die zu Abbildung 80 korrespondierende EDX Messung für die DB Probe AR54 dargestellt. Anhand der Intensitäten der Elemente Fe sowie Ni aufgetragen über dem Abstand der Messpunkte wird der Konzentrationsgradient dieser Elemente bestimmt. Für die Probe AR54 ergibt sich hieraus eine mittlere Diffusionstiefe von 5 µm.

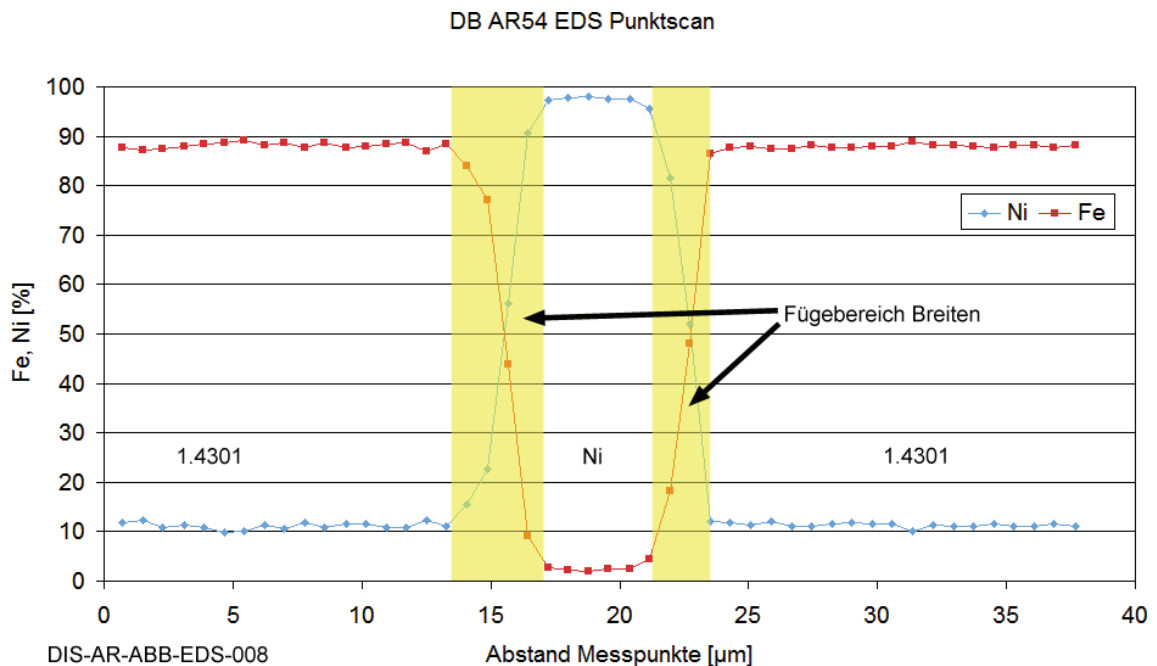


Abbildung 81: Konzentrationsgradient Fe und Ni der DB Probe AR54 und daraus resultierende mittlere Breite des Fügebereichs von 5µm; linke Seite 1.4301, rechte Seite 1.4301, Mitte Ni.

Im vorliegenden Kapitel werden die Grundlagen für die Berechnung der Diffusionskoeffizienten sowie einer analytischen Abschätzung der mittleren Einschweißiefen einer DB Schweißung aufgezeigt. Zur Berechnung des Diffusionskoeffizienten der HFDB Probe HFD.076 nach (5.10) können für die

Aktivierungsenergie $Q = 142,0 \text{ kJ mol}^{-1}$ für die Selbstdiffusion von Al in Al zugrunde gelegt werden [54]. Die allgemeine Gaskonstante $R = 8,314 \text{ J K}^{-1} \text{ mol}^{-1}$, die Diffusionskonstante $D_0 = 1,7 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ [54], sowie die Prozessstemperatur $T = 593,15 \text{ K}$. Der Diffusionskoeffizient für die Al/Al HFDB Probe wird damit zu $D_{AlHFDB} = 5,31 \cdot 10^{-13} \text{ cm}^2 / \text{s}$.

Für die DB Probe AR54 wird analog dazu die Ni / Ni Diffusion betrachtet. Hier kann $Q = 142,0 \text{ kJ mol}^{-1}$ [54], $R = 8,314 \text{ J K}^{-1} \text{ mol}^{-1}$, sowie die Diffusionskonstante $D_0 = 1,9 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ [54] für die Selbstdiffusion von Ni in Ni zugrunde gelegt werden. Mit der gemessenen Prozessstemperatur von $T = 793,15 \text{ K}$ wird der Diffusionskoeffizient für die CrNi / Ni / CrNi DB Probe zu $D_{NiDB} = 8,45 \cdot 10^{-10} \text{ cm}^2 / \text{s}$.

Mit der Formel für das Abschätzen der Einschweißtiefen (5.11) wird X_E mit dem errechneten Wert des Diffusionskoeffizienten D_{AlHFDB} , sowie der Prozesszeit $t = 53 \text{ s}$ für den HFDB Al / Al Versuch zu $X_{EHFDB} = 1,06 \cdot 10^{-5} \text{ cm} = 0,11 \mu\text{m}$. Analog wird X_E mit dem errechneten Wert des Diffusionskoeffizienten D_{NiDB} , sowie der Prozesszeit $t = 1800 \text{ s}$ für den DB CrNi / Ni / CrNi Versuch zu $X_{EDB} = 2,45 \cdot 10^{-3} \text{ cm} = 24,5 \mu\text{m}$.

Die für den HFDB Versuch errechnete Einschweißtiefe von $0,11 \mu\text{m}$ wäre so klein, dass ein sicherer Nachweis mit EDX nicht erfolgen könnte. Der Durchmesser des Elektronenstrahls liegt eine Größenordnung über der errechneten HFDB Einschweißtiefe. Im Gegensatz dazu wäre die für den DB Versuch errechnete Einschweißtiefe von $24,5 \mu\text{m}$ gut mit dem EDX Verfahren nachzuweisen.

Die Bestimmung der während der Versuche vorhandenen Diffusionskoeffizienten wurde mit der Rückrechnung über die mit dem EDX Verfahren gemessenen Einschweißtiefen durchgeführt. Aus (5.11) wird durch einfaches Umformen

$$D = \frac{X_E^2}{4t} \quad (5.12)$$

Mit den gemessenen Einschweißtiefen $X_{EHFDB} = 7 \mu\text{m}$, sowie $X_{EDB} = 5 \mu\text{m}$ folgt mit den Prozesszeiten $t_{HFDB} = 53 \text{ s}$, sowie $t_{DB} = 1800 \text{ s}$ für die Diffusionskoeffizienten $D_{AlHFDB} = \frac{7^2 \mu\text{m}^2}{4 \cdot 53\text{s}} = 0,231 \mu\text{m}^2 / \text{s} = 2,31 \cdot 10^{-3} \text{ cm}^2 / \text{s}$, und

$D_{NiDB} = \frac{5^2 \mu\text{m}^2}{4 \cdot 1800\text{s}} = 3,47 \cdot 10^{-3} \mu\text{m}^2 / \text{s} = 3,47 \cdot 10^{-11} \text{ cm}^2 / \text{s}$. Ein Vergleich mit den prognostizierten errechneten Werten für die DB sowie HFDB Diffusionskoeffizienten zeigt für den Diffusionskoeffizienten des DB Versuches eine gute Übereinstimmung. Für den HFDB Versuch liegt der prognostizierte Diffusionskoeffizient um drei Größenordnungen unter dem durch das Experiment bestimmten. Dies deutet darauf hin, dass der Diffusionsprozess beim HFDB schneller abläuft als durch die allgemein für Diffusionsvorgänge verwendeten Gleichungen berechnet.

5.4 HFDB / DB Mikrogefügevergleich

Zum Verständnis der in Kapitel 5.3 errechneten, im Vergleich zum DB erhöhten Diffusionsgeschwindigkeit des HFDB Verfahrens wurde eine Gefügeuntersuchung durchgeführt. Hierzu wurden Makroquerschliffe der HFDB Naht HFD.018 sowie

der DB Naht AR08, beide in der Werkstoffkombination AA 7075 / AA 2024, angefertigt. Die Schiffe wurden mit Keller-Lösung geätzt und unter einem optischen Mikroskop Reichert-Jung MEF-3 mit integrierter Kamera mit 500-facher Vergrößerung im Bereich des Grundwerkstoffs und des Fügebereichs der HFDB Naht fotografiert. Der HFDB Fügebereich wurde in der TMBZ mit 2000-facher Vergrößerung aufgenommen um einen Korngrößenvergleich mit dem GW vorzunehmen. Diese Bilder wurden mit der Korngrößenbestimmung nach dem Kreisverfahren (siehe Anhang) ausgewertet. Die mittlere Korngröße des Grundwerkstoff (GW) der HFDB Naht ergab sich daraus zu $F_m = 177 \mu\text{m}^2$. Hieraus errechnete sich die mittlere Oberfläche eines Kornes des GW zu: $\text{Oberfläche}_{\text{KornGW}} = 708 \mu\text{m}^2$, sowie das mittlere Volumen eines Kornes des GW zu: $\text{Volumen}_{\text{KornGW}} = 1767 \mu\text{m}^3$. In der HFDB Fügeebene wurde die mittlere Korngröße der Fügeebene (FZ) zu $F_m = 7 \mu\text{m}^2$ bestimmt. Daraus ergaben sich für $\text{Oberfläche}_{\text{KornFZ}} = 28 \mu\text{m}^2$, sowie $\text{Volumen}_{\text{KornFZ}} = 14 \mu\text{m}^3$. Vergleicht man die Volumina der Körner der FZ mit denen des GW, so füllen 126 Körner der FZ ein Korn des GW. Bei gleichem Volumen haben die Körner der HFDB FZ die fünfundzwanzigfache Oberfläche (siehe Abbildung 82) der Körner des GW.

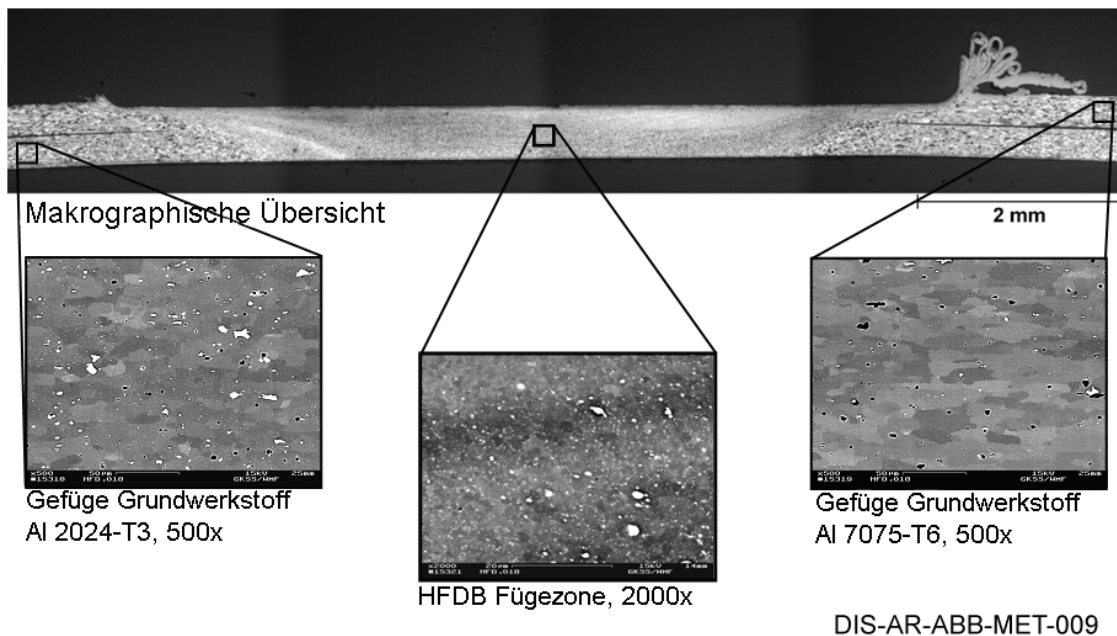


Abbildung 82: Gefügeuntersuchung HFD.018 AA 2024 / AA 7075 HFDB Fügverbindung; Korngrößen in der TMBZ kleiner als Korngrößen im GW.

Im Gegensatz zur HFDB Verbindung hat das Gefüge der DB Verbindung im Bereich der Fügeebene keine lokal begrenzte Veränderung im Vergleich zum Grundwerkstoff durchlaufen (siehe Abbildung 83). Dies ist dadurch zu erklären, dass der Temperaturgradient an jeder Stelle der DB Probe während der Aufheiz- und Abkühlphase gleich groß war. Somit hat jedes Korn dieselbe Wärmebehandlung erfahren und daher dieselbe Gefügeumwandlung durchlaufen. Einen Unterschied zur mittleren Korngröße des GW konnte bei der DB Probe nicht festgestellt werden.

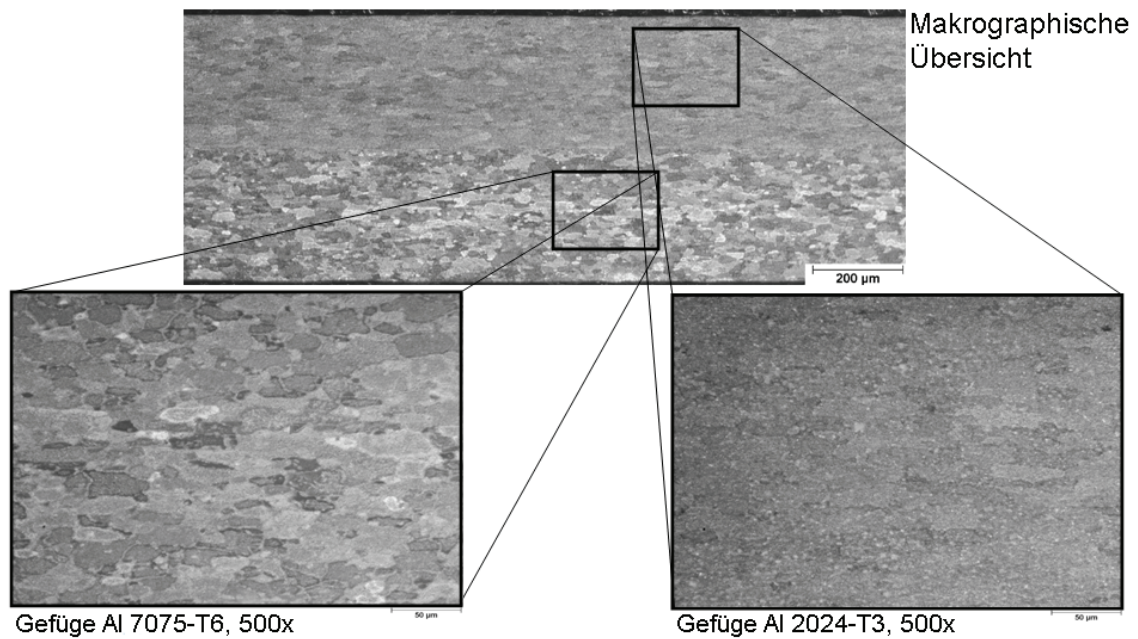


Abbildung 83: Gefügeuntersuchung AR08 AA 2024 / AA 7075 DB Probe; Korngrößen über den Verbindungsbereich.

6 Zusammenfassung und Schlussfolgerung

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein neues reibbasiertes Fügeverfahren, „Hybrid Friction Diffusion Bonding“ (HFDB), erfolgreich entwickelt und untersucht. Durch Reibung des Werkzeugs auf einem Reibpartner wird Prozesswärme erzeugt die Diffusionsvorgänge in einer Fügeebene einleitet. Der im Gegensatz zum DB erhöhte Anpressdruck führt zum Einebnen von Oberflächenrauheiten. Wärme, Anpressdruck sowie plastische Umformvorgänge führen zum Fügen der Werkstoffe. Für HFDB Aluminium-Verbindungen ist -analog zu den Pressschweißverfahren- vorteilhaft, dass in der Fügeebene eine durch das HFDB Werkzeug eingebrachte Deformation erfolgt. Diese Deformation begünstigt das Aufreißen der Al_2O_3 -Oxydhaut in der Fügeebene und ermöglicht so den Kontakt von nicht oxidiertem Aluminium des Reibpartners über die Fügeebene hinweg zum Fügepartner. Die Rotation des HFDB Werkzeuges verdrängt in Verbindung mit dem Anpressdruck lokal die umgebende Luft durch im Fügebereich induzierte Fließvorgänge.

Das HFDB Verfahren ist im Rahmen dieser Arbeit mit Eigenschaften von zeitlich parallel hergestellten DB Verbindungen gleicher Werkstoffkombinationen verglichen worden.

Es wurden HFDB Verbindungen von Feinblechen (0,1 mm bis 0,7 mm), sowie dünnen Blechen auf dicken Blechen (0,3 mm bis 0,7 mm auf 2,0 mm) in den Werkstoffkombinationen AA 2024 / Al 99,5 , AA 7075 / Al 99,5 , AA 7075 / Ti6Al4V , 1.4301 / AA 7075 hergestellt und untersucht.

Die Charakterisierung der geschweißten Proben mit mechanischen sowie metallographischen Methoden zeigte für die untersuchten Werkstoffkombinationen reproduzierbare Ergebnisse. Scherzugergebnisse gleichartiger sowie ungleichartiger HFDB Verbindungen zeigten sehr gute mechanische Eigenschaften. Die mit dem HFDB Verfahren erzielten Scherzugergebnisse von

Al / Al sowie Al / 1.4301 HFDB Proben erzielen gleich hohe maximale Scherzugkräfte wie die DB Vergleichsproben in denselben Werkstoffkombinationen.

Die dargestellten Untersuchungen belegen, dass durch das HFDB Verfahren Al / Al, Al / Stahl sowie Al / Ti Verbindungen bei niedrigen Temperaturen und kurzen Prozesszeiten rissfrei hergestellt werden können. Schälzugversuche der Al/Al HFDB Proben belegen vergleichbare und bessere maximale Schälzugkräfte wie die untersuchten DB Al / Al Proben.

μ CT Untersuchungen der HFDB Al / Al Proben mit eingebrachten Markerwerkstoffen zeigen eine sehr gute metallische Verbindung ohne die für das FSW Verfahren charakteristische mechanische vertikale Durchmischung über die Grenzfläche hinweg (siehe Kapitel 2.9 sowie Kapitel 4.1). Diese Beobachtung wird mit Hilfe einer durch Nanoindentation und EDX Untersuchungen beobachteten scharfen Abgrenzung der Konzentrationsgradienten über die Fügeebene hinweg gestützt (siehe Kapitel 4.2.2).

Parallel durchgeführte Nanoindentationsversuche über die Fügeebene der ungleichartigen Al / Ti6Al4V und 1.4301 / Al HFDB Verbindungen gaben in Verbindung mit EDX Untersuchungen Aufschluss über die Konzentrationsgradienten sowie Phasen und Verteilung der Legierungsbestandteile.

Durch einen Vergleich der Konzentrationsgradienten bei HFDB und DB Verbindungen wurden in Verbindung mit einer Korngrößenbestimmung (siehe 5.4) Rückschlüsse auf die Grundlage der HFDB Verbindungscharakteristik gezogen. Das HFDB Verfahren ist ein diffusionsbasierter Fügeprozess, der bevorzugt über Korngrenzendiffusion abläuft (siehe Kapitel 5). Prozesstemperatur und Prozesszeit stellen beim HFDB Verfahren die wichtigsten Komponenten zur Konsolidierung der Verbindung dar. Dies wurde durch Scher- und Schälzugversuche in Al / Al, sowie Al / Stahl Verbindungen nachgewiesen (siehe Kapitel 5). Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Al / Al HFDB Proben erreichen bei einem doppelt so hohen Anpressdruck und einer halb so hohen Prozesstemperatur mit einer um zwei Größenordnungen kürzere Prozesszeit, vergleichbare und bessere Schälzugergebnisse als das DB Verfahren (siehe Kapitel 5.1).

Das HFDB Verfahren eignet sich nach Anpassen der Werkzeuggeometrie für das Fügen von komplexeren Strukturen, bei denen herkömmliche Fügeverfahren nicht oder nur eingeschränkt eingesetzt werden können. Als Nachweis der Machbarkeit wurden in Zusammenarbeit mit der LINDE AG das HFDB Verfahren zum Verschweißen von Rohren in Platten als Modelle für Rohrbündelwärmeübertrager eingesetzt (siehe Kapitel 7).

Die Aktivierungsenergie Q wird beim HFDB Prozess über die reibbasierte Temperaturerhöhung sowie die plastische Verformung der Metallgitterstruktur in die Verbindung eingebracht. Durch eine plastische Verformung wird zusätzlich die Konzentration der Leerstellen im Metallgitter erhöht. Platzwechsel über Leerstellen erfordern nur eine geringe Aktivierungsenergie Q . Die Diffusionsgeschwindigkeit wird mit diesem Effekt durch die somit geringe notwendige Aktivierungsenergie erhöht. Die beim HFDB auftretende thermomechanische Umformung bedingt eine Kornfeinung, die für eine deutliche Beschleunigung der Diffusionsvorgänge in der Fügeebene verantwortlich ist. Die Kornfeinung durch den beim HFDB ablaufenden thermo-mechanischen Umformprozess vergrößert die Korngrenzflächen. Atome

können somit aus den stark gestörten Korngrenzbereichen leichter abwandern. Die Diffusion über die Korngrenzflächen hinweg erfordert eine geringe Aktivierungsenergie. Die beschleunigte Diffusion wurde durch einen Vergleich der Konzentrationsgradienten von HFDB und DB Verbindungen nachgewiesen (siehe Kapitel 5).

Stahl hat sich mit WRe als Werkzeugwerkstoff aufgrund der zu erzielenden Temperaturen als ein viel versprechender Reibpartner für 1.4301 / Al Verbindungen herausgestellt (siehe Kapitel 3.2). Die durch die Reibpaarung Stahl / Al (HFDB Werkzeug / Reibpartner) eingebrachte thermische Energie reicht aus, um die für eine Diffusion von Aluminium / Ti6Al4V als Fügepartner notwendige Temperatur zu erreichen. Aluminium / Ti6Al4V HFDB Schälzugproben zeigen ein Ausknüpfen in der WEZ des Reibpartners Aluminium (siehe Kapitel 4.4).

7 Ausblick

Das HFDB Verfahren bietet auch für andere Aufgabenstellungen ein hohes Potential um Grenzflächen miteinander zu verbinden. Mit dem Anpassen der Werkzeuge an neue Verbindungsgeometrien können anspruchsvolle Bauteile gefertigt werden. In Vorversuchen wurden mit dem HFDB Verfahren Rohrverbindungen in Flanschen hergestellt. Das im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Verfahren ist von GKSS und der Firma LINDE zum Patent angemeldet worden und soll künftig in der Herstellung von Rohrbündelwärmeübertragern eingesetzt werden (siehe Abbildung 84).

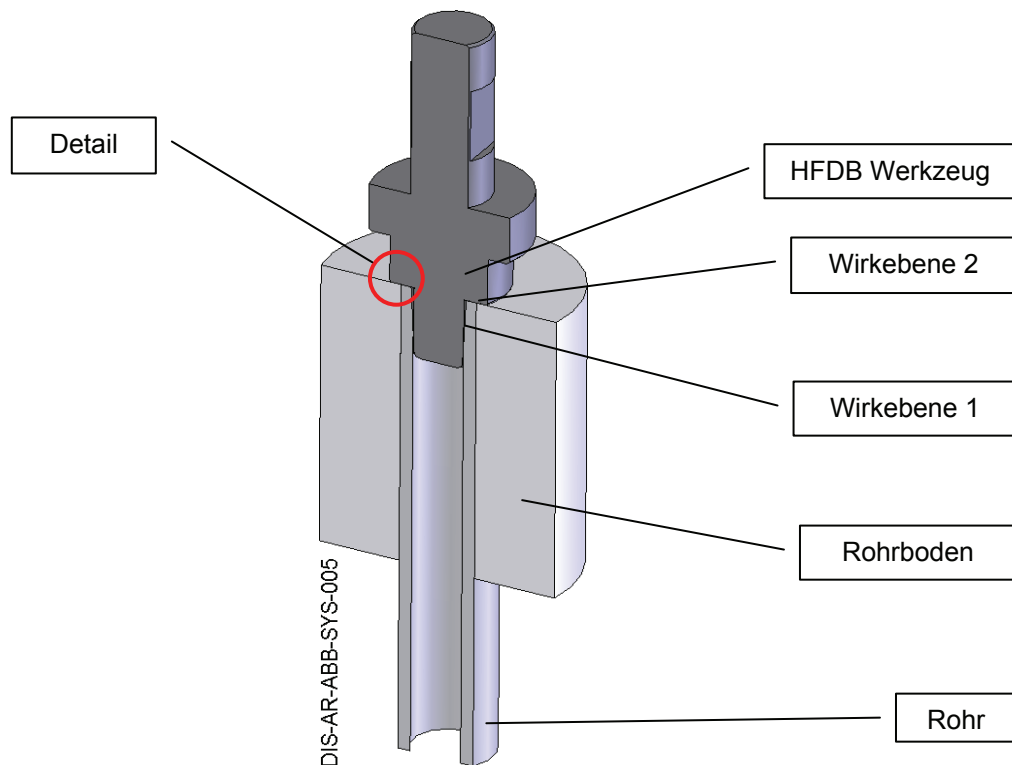


Abbildung 84: HFDB Anwendung Rohrbündel-Wärmeübertrager (im Rahmen dieser Arbeit entwickelt und von LINDE und GKSS zum Patent angemeldet); HFDB Werkzeug (dunkelgrau) sowie Rohr und Rohrboden der Rohrbündel-Wärmeübertrager-Probe (hellgrau); Detail aus Abbildung 85 rot umrandet.

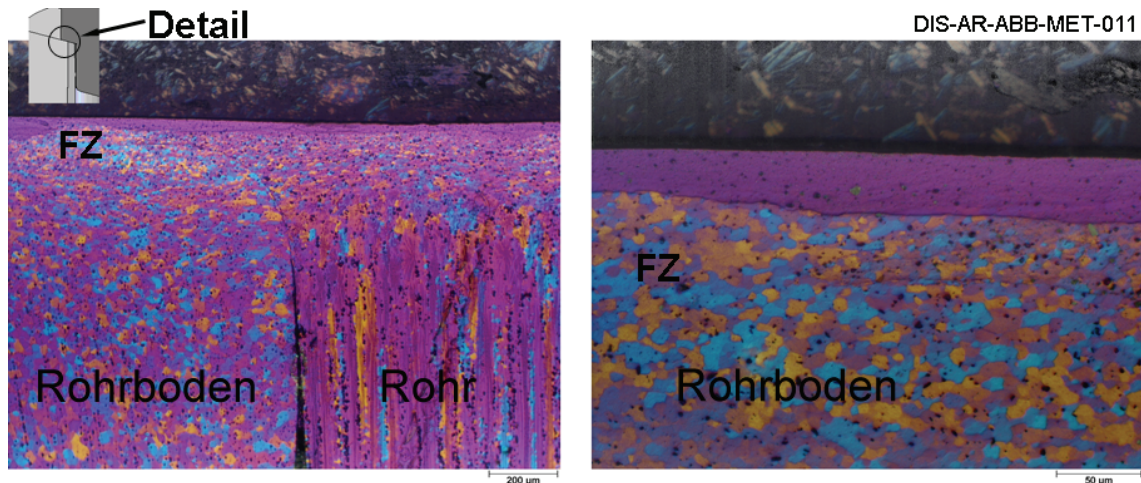


Abbildung 85: Erste Schweißungen der HFDB Anwendung Rohrbündel-Wärmeübertrager; Makroschliff der Fügeebene der Probe unter polarisiertem Licht betrachtet; Position des Details in Abbildung 84 beschrieben.

In der Makroansicht (siehe Abbildung 85) der Fügeebene der Rohrbündel-Wärmeübertrager-Probe ist eine plastische Deformation des Fügebereichs zu beobachten. Die thermomechanisch beeinflusste Fügezone ist zurzeit anhand der Kornfeinung bis in eine Tiefe von 800 µm nachzuweisen. Die Anwendung wird zur Drucklegung des Werkes weiter optimiert.

Weiterführende Entwicklungen des Verfahrens im Bereich der ungleichartigen Werkstoffkombination Al / Ti zielen auf das Aufbringen von Rissstoppfern in druckbeaufschlagten integral gefertigten Rümpfen im Bereich der Luft- und Raumfahrt.

Systematische Parameterstudien werden die derzeit vorhandenen analytischen Berechnungsmethoden für Energieeinbringung anhand der Streckenenergie verifizieren und weiter verfeinern. Da beim HFDB Verfahren reine Oberflächenreibung vorliegt eignet sich das Verfahren sehr gut für den Einsatz mathematischer Modelle. Einflüsse von Scherkräften des Stiftes wie beim FSW treten beim HFDB nicht auf. Eine Aktivierung der Fügeebenen mit Elektronen- oder langwelligem Laserstrahl und chemischen Methoden kann sowohl die für den Diffusionsvorgang zur Verfügung stehende tatsächliche Oberfläche vergrößern als auch die notwendige Aktivierungsenergie für eine metallische Verbindung senken. Hierbei wird zudem eine mechanische Verankerung für den zu fügenden Werkstoff durch dabei entstehende geometrische Einkerbungen (Mikro-Bohrungen) möglich. Vorteil dieses vorbereitenden Verfahrens ist seine gute Automatisierbarkeit sowie eine hohe Geschwindigkeit (3000 Bohrungen pro Sekunde beim Elektronenstrahl).

8 Referenzen

- [1] Beck, W., Knepper P., *Superplastic Deformation and Diffusion Welding of a Cellular Component of TiAl6V4*. DVS, 1998: p. 63-66.
- [2] Mahoney M. W., Bampton C.C., ed. *Fundamentals of Diffusion Bonding*. Welding, Brazing and Soldering ASM Handbook. Vol. Vol. 6. 1995, ASM, Materials Park: Ohio. 156-159.
- [3] *DIN ISO 857-1:2002-11*, in 4.1.8.1 *Diffusionsschweißen*. 2002.
- [4] *Welding Handbook*. Vol. 2. 1989, Miami: AWS, American Welding Society. 814-837.
- [5] Kazakow, N.F., *Diffusion Bonding of Materials*. 1999, Moskau: Mir Publishers. 1-304.
- [6] Cam, G., Koçak, M., *Progress in Joining of Advanced Materials*. 1998, GKSS: Geesthacht.
- [7] Dunkerton, S.B., *Procedure Development and Practice Considerations for Diffusion Welding*. Welding, Brazing and Soldering ASM Handbook. Vol. 6. 1995, Ohio: American Welding Society (AWS). 883-887.
- [8] Messler, R.W., *Principles of Welding - Processes, Physics, Chemistry and Metallurgy*. 1999, John Wiley and Sons Inc.: New York, New Jersey. 1-662.
- [9] Pilling, J., *The Kinetics of Isostatic Diffusion Bonding in Superplastic Materials*. Materials Science and Engineering, 1988. 100: p. 137-144.
- [10] Karakasov, E.S., *Das Verbinden von Metallen in fester Phase*. 1974, Moskau: Verlag Metallurgie.
- [11] Shinoda, T., Tanada, K., Kato, Y., Shimizu, T., *Study of Thermal Phenomena During Friction Welding and the Mechanical Properties of an Aluminium Alloy*. Welding International, 1994. 8(5): p. 349-353.
- [12] Kazakow, N.F., *Diffusion Bonding of Materials*. 1985, Moskau: Mir Publishers.
- [13] Cline, C.L., *An Analytical and Experimental Study of Diffusion Bonding*. Welding Journal, 1966. 45: p. 481-489.
- [14] Brandner, J.J., *Entwicklung von Mikrostruktureaktoren zum thermischen Betrieb chemischer Reaktionen*, in *Institut für Mikroverfahrenstechnik*. 2003.
- [15] Thomas, W. M., Nicholas, D.E., Needham, C. J., *Improvements relating to friction welding*. International Patent, 1994.
- [16] Strombeck, A.v., *Verfahrens- und Werkzeugentwicklung zur Umsetzung und Anwendung des Friction Stir Welding Verfahrens mit einem Roboter*, in *Fachbereich Schiffbau*. 1999, Technische Universität Hamburg Harburg: Hamburg.
- [17] Schneider, J., Nunes, A.C. Jr., *Thermo-Mechanical Processing in Friction Stir Welds*. Friction Stir Welding and Processing II, 2003: p. 43-51.

- [18] London, B., Mahoney, M., Bingel, W., Calabrese, M., Bossi, R.H., Waldron, D. *Material Flow in Friction Stir Welding Monitored with Al-SiC and Al-W Composite Markers*. Friction Stir Welding and Processing, 2003. II: p. 3-12.
- [19] Zettler, R., Donath, T., dos Santos, J.F., Beckmann, F., Lohwasser, D., *Validation of Marker Material Flow in 4 mm Thick Friction Stir Welded Al 2024-T351 through Computer Microtomography and dedicated Metallographic Techniques*. Advanced Engineering Materials, 2006. 6: p. 487-490.
- [20] Zettler, R., Lomolino, S., dos Santos, J.F., Donath, T., Beckmann, F., Lippman, T., Lohwasser, D., *Effect of Tool Geometry and Process Parameters on Material Flow in FSW of an AA 2024-T351 Alloy*. Welding in the World, 2005. 59(3/4): p. 41-46.
- [21] Ainbinder, S. B., Glude, R.K., A. Loginova, Ya., Pranch, A. S., and Rastrigina, É. F., *Fundamentals of the theory of pressure welding*. Vol. 5. 1966: Avtomaticheskaya Svarka. 21–27.
- [22] Semenow, A.P., *Verbinden von Metallen*. 1958, UdSSR: Maschgis.
- [23] *Training in Aluminium Application Technologies*. 1999, European Aluminium Association.
- [24] *Dubbel Taschenbuch für den Maschinenbau*. 2005, Berlin: Springer.
- [25] *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*. 10 ed. Metals Handbook. Vol. 2. 1990: ASM International.
- [26] Black, J., Hastings, G., *Handbook of Biomaterial Properties*. 1998, London; New York: Chapman & Hall.
- [27] Boyer, R., Welsch, G., and Collings, E. W., *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*, ed. A. International. 1994, Materials Park.
- [28] Bauccio, M., *ASM Metals Reference Book*. ASM International. 1993, Materials Park.
- [29] Wilden J., Bergmann, J.P., *Fügen von Mischverbindungen aus Titan- und Aluminiumwerkstoffen bei niedriger Temperatur durch Diffusionsschweißen*. DVS-Berichte, 2004(231): p. 312-316.
- [30] Loitz, H., *Technische Dokumentation, Tricept 805 / Sinumerik 840D mit elektro-hydraulischer FSW-Spindel*. 2003, Universität der Bundeswehr, Laboratorium Fertigungstechnik: Hamburg.
- [31] Petzow, G., *Metallographisches Keramographisches Plastographisches Ätzen*. Metallkundlich-Technische Reihe. 1994, Berlin-Stuttgart: Gebrüder Borntraeger.
- [32] Oliver, W.C., Pharr, G.M., *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*. Journal of Materials Research, 1992. 7(6): p. 1564-1583.
- [33] Lucas, B.N., Oliver, W.C. and Swindeman, J.E., *Fundamentals of Nanoindentation and Nanotribology*. Proceedings from the Materials Research Society, 1998. 491.

- [34] Thermocoax GmbH, *Which TC to choose*. Thermal measurement equipment catalogue, 2006: p. 28.
- [35] Roos, A., dos Santos, J. F., *Verfahren und Vorrichtung zum Herstellen einer Schweißverbindung zwischen den Oberflächen zweier flächiger Werkstücke*. Patent, 2006, Deutschland.
- [36] Chao, Y. J., Xinhai, Q., *Heat Transfer and Thermal-Mechanical Analysis of Friction Stir Joining of AA6061-T6 Plates*. in *1st International Symposium on Friction Stir Welding*. 1999. Thousand Oaks, California.
- [37] Frigaard O., Grong, O., Bjorneklett, B., Midling O. T., *Modelling of the thermal and microstructure fields during friction stir welding of aluminium*, in *1st International Symposium on Friction Stir Welding*. 1999: California, USA.
- [38] Frigaard O., Midling, O.T., *Modelling of Heat Flow Phenomena in Friction Stir Welding*, in *INALCO '98*. 1998, TWI: Cambridge.
- [39] Russel, M. J., Shercliff, H.R., *Analytic Modelling of Friction Stir Welding*, in *INALCO '98*. 1999, TWI: Cambridge.
- [40] Dong, P., Lu, F., Hong, J. K., Cao, Z. *Analysis of Weld Formation Process in Friction Stir Welding*. in *1st International Symposium on Friction Stir Welding*. 1999. Thousand Oaks, California.
- [41] Russel, M.J., Shercliff, H.R., *Analytical modelling of microstructure development in friction stir welding*, in *1st International Symposium on Friction Stir Welding*. 1999: California, USA.
- [42] *VDI 2230 Blatt 1 - Systematische Berechnung hochbeanspruchter Schraubenverbindungen - Zylindrische Einschraubenverbindungen*. 2003: VDI-Gesellschaft Entwicklung Konstruktion Vertrieb.
- [43] Kalpakjian, S., *Manufacturing Processes for Engineering Materials*. 1991: Addison Wesley Publishing Company.
- [44] Crawford, R., Cook, G.E., Strauss, A. M., Hartman, D. A., *Modelling of friction stir welding for robotic implementation*. *Int. J. Modelling, Identification and Control*, 2006. 1(No. 2): p. 101-106.
- [45] Midling, O.T., Rorvik, G., *Effect of tool shoulder material on heat input during friction stir welding*, in *1st International Symposium on Friction Stir Welding*. 1999: California, USA.
- [46] Doherty R.D., Hughes D.A., Humphreys F.J., Jonas J.J., *Current issues in recrystallization: a review*. *Materials Science and Engineering: A*, 1997. 238(2): p. 219-274.
- [47] Kaibyshev, R., Mazurina, I.A., Gromov, D.A., *Mechanisms of grain refinement in aluminium alloys during severe plastic deformation*. in *Second Joint International Conference on Recrystallization and Grain Growth*. 2004. Frankreich: Trans Tech Publications Ltd.
- [48] Bargel, H.-J., and Schulze, G., *Werkstoffkunde*. 1994, Berlin: VDI Verlag.

- [49] Guerra, M., Schmidt, C., McClure, J.C., Murr, L.E., Nunes, A.C., *Flow patterns during friction stir welding*. Materials Characterization, 2002. 49: p. 95-101.
- [50] Shirzadi, A.A., Assadi, H., Wallach, E.R., *Interface evolution and bond strength when diffusion bonding materials with stable oxide films*. Surface and Interface Analysis 2001, 2000.
- [51] Harvey, J., Partridge, P.G., Snooke, C.L., *Diffusion bonding and testing of Al-alloy lap shear test pieces*. Journal of Materials Science, 1984. 20(3): p. 1009-1014.
- [52] Erdmann-Jesnitzer, F., *Metallphysikalische Grundlagen der Preßschweißung*. Aluminium: international journal for industry, research and application, 1957. 33: p. 730-739.
- [53] Schwarzer, R., *Fortgeschrittenen-Praktikum in Physik - DIFFUSION IN FESTKOERPERN*. 2006.
- [54] *Correlation of Diffusion Constants*. 1980, Cambridge: University of Cambridge.
- [55] *VDI Wärmeatlas*. 1997, Berlin-Heidelberg: Springer Verlag.
- [56] Hell, F., *Grundlagen der Wärmeübertragung*. 1982: VDI.
- [57] Schmidt, H.B., Hattel, J.H., *Thermal modelling of friction stir welding*. Scripta Materialica, 2007. 58: p. 332-337.
- [58] Raedt, H.-W., *Berechnung von thermischen Eigenspannungen in Schichtverbunden*. 2006.

9 Anhang

Nomenklatur

Liste der Tabellen und Abbildungen

Tabellen

Tabelle 1: Auflistung und Einsatz der für die HFDB Versuche verwendeten Werkstoffe.....	24
Tabelle 2: Mittels der Aufschlussmethode gemessene Werte der chemischen Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe.....	24
Tabelle 3: Vorgeschriebene Werte der chemischen Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe.....	25
Tabelle 4: Mechanische Kennwerte der verwendeten Werkstoffe [24-28].....	25
Tabelle 5: Physikalische Eigenschaften der verwendeten Werkstoffe [24-28].	25
Tabelle 6: Geometrie der HFDB sowie DB Scherzugproben.....	31
Tabelle 7: Geometrie der HFDB sowie DB Schälzugproben.	32

Tabelle 8: HFDB Parameter Prozessgeschwindigkeit, Prozesszeit, Drehzahl und Anpressdruck sowie zugehörige errechnete Streckenenergien und gemessene Prozesstemperaturen für die Kapitel 3.4 sowie 3.5.....	43
Tabelle 9: Minimale und maximale gemessene Prozesstemperaturen für die im Rahmen der Arbeit untersuchten HFDB Verbindungen geordnet nach dem 1. Temperaturmaximum.	45
Tabelle 10: Berechnete Wärmeströme und Temperaturänderungen bei unterschiedlichen Reibungskoeffizienten für die Reibpaarung Stahl/Fe.	47
Tabelle 11: Temperaturverläufe beim HFDB in zeitlicher Abstufung dargestellt nach [39].	48
Tabelle 12: Auswirkungen der Änderung der HFDB Parameter auf die gemessenen Prozesstemperaturen nach Abbildung 26.....	50
Tabelle 13: Nach (3.7) errechnete minimale sowie maximale Streckenenergien (SE) für die jeweiligen Werkstoffkombinationen der im Rahmen der Arbeit durchgeführten HFDB Verbindungen.	52
Tabelle 14: HFDB Werkstoffkombinationen.....	54
Tabelle 15: DB Werkstoffkombinationen.	54
Tabelle 16: Alle erprobten HFDB Werkstoffkombinationen.	54
Tabelle 17: HFDB Proben für Nanoindentationsversuche zum Bestimmen der Eigenschaften und Ausdehnung der Fügeebene in Zusammenhang zur Prozesszeit.....	65
Tabelle 18: HFDB Proben Werkstoffkombination AA 2024 / Al 99,5; Vergleich der Breiten der Fugebereiche aus EDX und Nanohärtemessungen im Verhältnis zu den maximalen Schälzugkräften.	68
Tabelle 19: HFDB Al / Al Proben mit AA 2024 sowie AA 7075 als Reibpartner; Vergleich der HFDB Prozesszeiten zu den maximalen Schälzugkräften.	70
Tabelle 20: Prozessparameter Temperatur, Zeit sowie Anpressdruck vergleichbarer gemessener Schälzugkräfte der DB sowie HFDB Proben in der Werkstoffkombination AA 2024 / AA 7075 aus Abbildung 73.....	83
Tabelle 21: Prozessparameter Temperatur, Zeit sowie Anpressdruck vergleichbarer maximaler gemessener Schälzugkräfte der DB sowie HFDB Proben in der Werkstoffkombination AA 7075 / 1.4301 aus Abbildung 74. ...	84
Tabelle 22: Prozessparameter Temperatur, Zeit sowie Anpressdruck vergleichbarer maximaler gemessener Scherzugkräfte der DB sowie HFDB Proben in der Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301 aus Abbildung 75. ...	84
Tabelle 23: Werte ausgewählter Diffusionspaare [48].	87
Tabelle 24: Prozessparameter Temperatur, Zeit sowie Kraft der DB sowie HFDB Proben.....	88
Tabelle 25: HFDB Parameter und Vergleich gemessene Temperatur mit IR-Kamera sowie Thermoelemente	111

Tabelle 26: Beispiele HFDB Parameter unterschiedlicher Werkstoffkombinationen sowie zugehöriger Streckenenergien und gemessener Prozesstemperaturen	118
Tabelle 27: Probenvorbereitung Metallografie HFDB und DB.	121
Tabelle 28: Ätzung Metallografie HFDB und DB.	121
Tabelle 29: Angewandte Verfahren und Bestimmungsgrenzen für die Grundwerkstoffcharakterisierung.	122
Tabelle 30: Verhältnis Rauheiten zu Bearbeitungszustand der Probenbleche... ..	122
Tabelle 31: Verhältnis Rauheiten der Probenbleche zur Schleifpapierkörnung.. ..	122

Abbildungen

Abbildung 1: Generische Darstellung des DB [3] mit 1 Werkstück, 2 Schweißnaht, 3 Induktionserwärmung, 4 Arbeitskammer, die Pfeile symbolisieren den Fügedruck.	14
Abbildung 2: Modell der Bindungsformation beim DB [2].	16
Abbildung 3: Mikrowärmeübertrager aus diffusionsgeschweißten Metallfolien als monolithische Stapel mit in ihrer Position definierten Kühlkanälen ohne Gehäuse [14].....	17
Abbildung 4: FSW Verfahrensprinzip [16] mit, von links nach rechts: FSW Werkzeug wird in Rotation versetzt; mit axialer Kraft dringt das rotierende Werkzeug in den Fügespalt ein; Translation entlang des Fügespalt unter axialer Kraft und Rotation; austauschen des Werkzeugs.....	19
Abbildung 5: Schematische Darstellung des FSW Verfahrens [3] mit 1 rotierende Spindel, 2 Werkstück, der Pfeil symbolisiert die Schweißrichtung.	19
Abbildung 6: Versuchsmethodik der Arbeit mit den Strängen „Entwicklung HFDB“ (hellblauer Bereich); „Verständnis des Verfahrens mit DB“ (grauer Bereich); Ziele der Arbeit (grüner Bereich).	22
Abbildung 7: Einfluss der Legierungselemente auf die mechanischen Eigenschaften (Ductility - Zähigkeit; Tensile Strength – Zugfestigkeit; Hardness – Härte; Impact Sensitivity – Kerbschlagfestigkeit) von Aluminiumlegierungen [23].	26
Abbildung 8: Einfluss der Legierungselemente auf die Schweißseignung (Weldability) sowie das Eloxierungsverhalten (Anodising) von Aluminiumlegierungen [23].	26
Abbildung 9: DB Kammer mit Heißzone des Diffusionsschweißsystems bei GKSS; a) Heißzone mit Heizelementen, b) oberer DB Stempel, c) unterer DB Stempel, d) DB Kammer, e) Thermoelemente in der Heißzone.	27
Abbildung 10: Schweißkopf mit Kraftkontrolle am Roboter Tricept 805 der GKSS; a) obere Plattform Kraftkontrolle, b) untere Plattform Kraftkontrolle, c) Linearführung, d) HFDB Spindel,	29

Abbildung 11: HFDB Klammerung mit teilbarer Niederhalterplatte gespannt durch mechanische Niederhalter, mit angeschlossenen Thermoelmenten.	30
Abbildung 12: Schematische Skizze sowie Foto des Aufbaus der Temperaturmessung mit Infrarotkamera für die HFDB Versuche.	34
Abbildung 13: Schematische Skizze der Position der Thermoelmente in der HFDB Unterlage.	35
Abbildung 14: Schema des Funktionsprinzips des μ CT am HASYLAB / DESY an der GKSS Hochenergie Synchrotron Beamline 2 (HARWI-2).	36
Abbildung 15: HFDB Skizze der Strategie 1 der Positionierung des Markermaterials für μ CT Untersuchungen im zuunterst liegenden Fügepartner; Bohrungen von der Unterseite bis 0,1 mm an Fügeebene heran direkt in der Mitte des HFDB Werkzeugpfads.	36
Abbildung 16: HFDB Skizze Strategie 2 der Positionierung des Markermaterials für μ CT Untersuchungen im zuunterst liegenden Fügepartner; Bohrungen an der Oberseite zur Fügeebene hin offen direkt in der Mitte des HFDB Werkzeugpfads.	37
Abbildung 17: HFDB Prinzipskizze; HFDB Werkzeug (1) erzeugt durch axiale Kraft und Rotation Reibungswärme, der Reibpartner (2) wird teilweise plastifiziert und umgeformt; Diffusionsvorgänge in der Fügeebene (3) führen zum Verschweißen von Reib- und darunter liegendem Fügepartner.	38
Abbildung 18: Schematische 3D-Darstellung HFDB Werkzeug mit profilierter Reibfläche (Spiralform) für optimierten Materialtransport von der Außenseite zur Mitte des Werkzeugs.	38
Abbildung 19: Nach Vorversuchen ausgewählte HFDB Werkzeuggeometrie a) \varnothing 8 mm, einerodierte Spiralform in die Reibfläche; 3D-Darstellung.	39
Abbildung 20: Nach Vorversuchen verworfene HFDB Werkzeuggeometrien b) \varnothing 13 mm, einerodierte Spiralabschnitte in die Reibfläche; c) \varnothing 8 mm, einerodierte konzentrische Ringe in die Reibfläche; 3D-Darstellungen.	39
Abbildung 21: HFDB Werkzeug aus INCONEL 625 mit glatter, planer Reibfläche (9mm \varnothing); 3D-Darstellung.	40
Abbildung 22: HFDB Werkzeugeinsatz aus Wolfram-Rhenium; Fertigungsskizze.	41
Abbildung 23: Temperaturmessung an der AA 7075 / Al 99,5 HFDB Probe HFD.067; Thermoelment T7 in Mitte Werkzeugpfad 0,5mm unterhalb des HFDB Werkzeugs wird von diesem mit mehreren Wiederholungen überfahren; Bereich A: Prozesszeit von Startpunkt bis Thermoelment; Bereich B: Prozesszeit von Thermoelment bis Endpunkt und zurück zu Thermoelment; Bereich C: Prozesszeit bis Startpunkt; hellgelber Bereich: gesamte Prozesszeit von 56 s.	44
Abbildung 24: Konventionen und Bezeichnungen am HFDB Werkzeug für den HFDB Prozess.	45

Abbildung 25: Generieren und Ableiten der Wärme beim reibbasierten HFDB Fügevorgang.....	47
Abbildung 26: HFDB von AA 2024 / Al99,5; Vorschubgeschwindigkeit, Drehzahl sowie Fügedruck normal zum Reibpartner über der korrespondierenden Prozesstemperatur des ersten Temperaturmesszyklus aufgetragen.	48
Abbildung 27: HFDB von AA 7075 / AA 2024; Vorschubgeschwindigkeit, Drehzahl sowie Fügedruck normal zum Reibpartner über der korrespondierenden Prozesstemperatur des ersten Temperaturmesszyklus aufgetragen.	49
Abbildung 28: HFDB von AA 7075 / Al 99,5; Vorschubgeschwindigkeit, Drehzahl sowie Fügedruck normal zum Reibpartner über der korrespondierenden Prozesstemperatur des ersten Temperaturmesszyklus aufgetragen.	50
Abbildung 29: Prozesstemperatur 1.Temperaturmaximum der HFDB Al / Al Verbindungen im Verhältnis zur Schweißsteigung aufgetragen über dem jeweiligen Parameter; geordnet nach ansteigender Prozesstemperatur; Vergleich der Trendlinien, linearer Zusammenhang vermutet.....	51
Abbildung 30: HFDB von AA 2024 / Al99,5; Vorschubgeschwindigkeit, Drehzahl sowie Fügedruck normal zum Reibpartner über der korrespondierenden Streckenenergie aufgetragen.	53
Abbildung 31: Prozesstemperatur 1.Temperaturmaximum der HFDB Al / Al Verbindungen im Verhältnis zur Streckenenergie aufgetragen über dem jeweiligen Parameter; geordnet nach ansteigender Prozesstemperatur; Vergleich der Trendlinien, linearer Zusammenhang vermutet.....	53
Abbildung 32: HFDB Probe HFD.018 Fügeebene mit 2-facher Vergrößerung aufgenommen mittels Lichtmikroskop; geätzt; AA 7075 oben, AA 2024 unten; Blickrichtung ist in Vorschubbewegung des HFDB Werkzeugs: ausgeworfenes plastifiziertes Material in Spanform auf der voreilenden Seite des HFDB Werkzeugs links, leichter Grat auf der nacheilenden Seite des HFDB Werkzeugs rechts im Bild; Position und Ausdehnung der HFDB Reibfläche in blau skizziert.....	55
Abbildung 33: Oberflächenstruktur der HFDB Probe HFD.018 mit AA 7075 als Reibpartner; Breite der Naht 8 mm, Länge 40 mm; Abdruck des Werkzeugs nach dem Abheben vom Reibpartner rechts im Bild.	55
Abbildung 34: HFDB Probe HFD.018 Grundwerkstoff, Fügespalt und Fügeebene mit 5-facher Vergrößerung aufgenommen mittels Lichtmikroskop; ungeätzt; AA 7075 oben, AA 2024 unten; Verlauf der Fügeebene mit Pfeilen markiert.	56
Abbildung 35: HFDB Probe HFD.018 voreilende Seite; Grundwerkstoff (GW), Übergangsbereich (ÜB) und thermomechanisch beeinflusste Zone (TMBZ) mit 10-facher Vergrößerung aufgenommen mittels polarisiertem Licht im Lichtmikroskop; geätzt; AA 7075 oben, AA 2024 unten.	56
Abbildung 36: Abhängigkeit der bei der Rekristallisation erzielbaren Korngröße d vom Verformungsgrad ϕ sowie der Prozesstemperatur T [48].	57

Abbildung 37: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der Übergangsbereiche einer geätzten HFDB Probe in polarisiertem Licht; AA 7075 links, AA 2024 rechts.	57
Abbildung 38: Lichtmikroskopische Aufnahmen in polarisiertem Licht; Grundwerkstoff AA 7075 links, AA 2024 rechts.....	58
Abbildung 39: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der rekristallisierten Bereiche einer geätzten HFDB Probe in polarisiertem Licht; AA 7075 links, AA 2024 rechts.	58
Abbildung 40: Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme einer geätzten HFDB Probe in polarisiertem Licht; AA 7075 oben, AA 2024 unten; im oberen Bereich der Übergangsbereiche (ÜB) skizzierte Steigungsverläufe und Sprung des Steigungsverlaufs entlang der rekristallisierten Zonen in der TMBZ.	58
Abbildung 41: Oberflächenstruktur der HFDB Probe HFD.128 mit 1.4301 als Reibpartner sowie AA 7075 als Fügepartner; WRe als Werkzeugwerkstoff; Breite der Naht 8 mm, Länge 40 mm; Abdruck des Werkzeugs nach dem Abheben vom Reibpartner rechts im Bild; rot markierte Linie ist Schnittlinie für makrographische Übersicht in Abbildung 42.	59
Abbildung 42: Makrographische Übersicht der Fügeebene der HFDB Probe HFD.128 mit 1.4301 als Reibpartner (oben), AA 7075 als Fügepartner (unten); Lichtmikroskopische Übersichtsaufnahme der ungeätzten HFDB Probe mit 100-facher Vergrößerung aufgenommen; 17 µm unterhalb der Fügeebene parallel verlaufende Phase.....	59
Abbildung 43: Diagramm des EDX Punktscan HFD.128; Masseanteile über Abstand der Messpunkte; 1.4301 links; AA 7075 rechts; Ausdehnung der Fügeebene gelb markiert; Ausdehnung der Phase 17 µm unterhalb der parallel verlaufenden Fügeebene grün markiert.....	60
Abbildung 44: Präparierte HFDB Probenblöcke der HFDB Proben HFD.107 bis HFD.110; Draufsicht mit Maßstab.	61
Abbildung 45: Rekonstruierte µCT Seitenansicht HFDB Naht mit Cu-Markerwerkstoff (weiß abgebildet) im jeweils unteren Blech (AA 2024, dunkelgrau); aufgenommen orthogonal zur HFDB Vorschubrichtung; Fügeebene rot markiert.	62
Abbildung 46: Rekonstruierte µCT Frontansicht HFDB Naht mit Cu-Markerwerkstoff (weiß abgebildet) im jeweils unteren Blech (AA 2024, dunkelgrau) aufgenommen in HFDB Vorschubrichtung; Fügeebene rot markiert.	62
Abbildung 47: EDX Punktmessung der HFDB Probe HFD.023; Werkstoffkombination AA 7075 / 1.4301; Intensitäten Al ($K\alpha$) sowie Fe ($K\alpha$) aufgetragen über dem Abstand der Messpunkte; Breite des Fügebereichs gelb markiert; 1.4301 links, AA 7075 rechts.	63
Abbildung 48: HFDB Probe HFD.023; EDX Linienmessung über die Fügeebene; mit 3000-facher Vergrößerung aufgenommen mit 50% SE / 50% BSE; rechts	

AA 7075, links 1.4301; Breite und Lage der Fügeebene gelb markiert; Verlauf der Steigungen für Fe (blaue Kurve) in rot, für Al (rote Kurve) in blau markiert.	64
Abbildung 49: Ergebnisse und Breite der Nanohärtemessung 24 über die Fügeebene der HFDB Probe HFD.068; Messung orthogonal über das Interface; Breite des Interface 5 µm; linke Seite AA 2024 , rechte Seite Al 99,5.	65
Abbildung 50: Makroskopische Übersichtsaufnahme der HFDB Probe HFD.076, aufgenommen mit zehnfacher Vergrößerung; Verwendete Nanohärtemessung 2 (rot markiert) mit 5 µm Messpunktabstand orthogonal über die horizontal verlaufende Fügeebene hinweg zwischen Nanohärtemessung 1 und Nanohärtemessung 3 gelegen; AA 2024 oben, Al 99,5 unten.....	66
Abbildung 51: EDX Konzentrationsgradient der Elemente Al und Zn über den Fügebereich der HFDB Probe HFD.068 und daraus abgeschätzte Einschweißtiefe von 4 µm; linke Seite AA 2024, rechte Seite Al 99,5.	66
Abbildung 52: Maximale gemessene Schälzugkraft über ansteigende Prozesszeit der HFDB Werkstoffkombination AA 2024 / Al 99,5.	67
Abbildung 53: HFDB Probe HFD.078, Nanohärtemessung 25, aufgenommen mit zehnfacher Vergrößerung, Rastermessung im HFDB Randbereich; Werkstoffkombination AA 2024 / Al 99,5.	68
Abbildung 54: Nanohärtemessung im Randbereich des Fügebereichs der HFDB Probe HFD.078; AA 2024 / Al 99,5; Nanohärtemessung 25; Rastermessung über Verwirbelung im Randbereich. Punkte zeigen Position der Nanohärtemessungen aus Abbildung 53. Härtewerte interpoliert.	69
Abbildung 55: HFDB Schälzugergebnisse der Werkstoffkombinationen AA 2024 / AA 7075 (blau) und AA 7075 / AA 2024 (orange); Reibpartner jeweils in erster Position genannt.	69
Abbildung 56: HFDB maximale gemessene Schälzugkraft aufgetragen über ansteigender Prozesszeit für die Werkstoffkombinationen Al / Al mit AA 7075 als Reibpartner.	70
Abbildung 57: HFDB maximale gemessene Scherzugkraft der Werkstoffkombinationen AA 2024 / Al 99,5 (blau) und AA 7075 / Al 99,5 (orange) aufgetragen über dem Traversenweg; Reibpartner jeweils an erster Position genannt.	71
Abbildung 58: HFDB maximale gemessene Schälzugkraft der Werkstoffkombinationen AA 2024 / 1.4301 (grün) und AA 7075 / 1.4301 (rot) aufgetragen über dem Traversenweg; Reibpartner jeweils an erster Position genannt.	71
Abbildung 59: HFDB maximale gemessene Scherzugkraft der Werkstoffkombinationen AA 2024 / 1.4301 (grün) und AA 7075 / 1.4301 (rot) aufgetragen über dem Traversenweg; Reibpartner jeweils in erster Position genannt.	72

Abbildung 60: Temperaturmessung Probe HFD.024 mit Thermoelementen; Element T8 in Mitte Werkzeugpfad; Referenzmessung Element T10.	73
Abbildung 61: Schälzug AA 7075 / Ti6Al4V HFDB Verbindungen sofort nach dem Fügen; Aluminium Reibpartner am HFDB Saum / WEZ ausgeknöpft.	74
Abbildung 62: HFDB Probe HFD.024 Fügeebene mit 100-facher Vergrößerung aufgenommen mittels Lichtmikroskop; ungeätzt; AA 7075 oben, Ti6Al4V unten.	74
Abbildung 63: Schälzug der HFDB Verbindung HFD.140 zehn Minuten nach dem Fügen; Bruchoberfläche Ti6Al4V -Seite; Duktile Bruchformationen aus AA 7075 auf Ti6Al4V.	74
Abbildung 64: HFDB Probe HFD.091 Fügeebene mit 1000-facher Vergrößerung aufgenommen mittels REM; ungeätzt; AA 7075 links, Ti6Al4V rechts; helle β - Phasen im Ti6Al4V.	75
Abbildung 65: Plastische Verformung der DB Probe AR19; Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301; AA 2024 aus dem Fügebereich (rot umrandet) durch zu großen Fügedruck bei gewählter Temperatur herausgepresst.	76
Abbildung 66: Geringe plastische Verformung der DB Probe AR24; Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301; AA 2024 zeigt im Fügebereich (rot umrandet) geringe plastische Deformation.	77
Abbildung 67: DB maximale Schälzugkraft aufgetragen über der DB Haltezeit für die Werkstoffkombinationen AA 2024 / AA 7075; DB Temperatur jeweils 370 °C; DB Anpressdruck 15 N/mm ² , bei 90 min: 2,5 N/mm ²	78
Abbildung 68: DB maximale Scherzugkraft aufgetragen über dem DB Anpressdruck für die Werkstoffkombinationen AA 2024 / 1.4301; DB Temperatur jeweils 620°C.	79
Abbildung 69: Typische Mikrostruktur einer DB Probe für die Werkstoffkombinationen AA 2024 (oben) / AA 7075 (unten); geätzte DB Probe AR09 aufgenommen mit 200-facher Vergrößerung unter dem Lichtmikroskop; Fügeebene rot markiert.	79
Abbildung 70: DB Probe AR09; Werkstoffkombinationen AA 2024 (links) / AA 7075 (rechts); aufgenommen mit 500-facher Vergrößerung unter dem Lichtmikroskop; ungeätzt; Fügeebene markiert durch Pfeile.	80
Abbildung 71: DB Probe AR07 aufgenommen mit 3000-facher Vergrößerung unter dem REM; ungeätzt; Fügeebene markiert durch Pfeile; Bereich der Deformationsbänder durch rote Linie markiert; 50% SE / 50% BSE; AA 7075 links, 1.4301 rechts.	80
Abbildung 72: DB Probe AR07 EDX Linienscan der Fügeebene mit 3000-facher Vergrößerung aufgenommen mit 50% SE / 50% BSE; AA 7075 links, 1.4301 rechts; horizontale grüne Linie schneidet Partikel; rot-grüne Pfeile: Mg-Zn reiche Partikel; blauer Pfeil: Fe reicher Partikel; vertikale rote Linie: Bereich der orthogonal zur Fügeebene verlaufenden Deformationsbänder.	81

Abbildung 73: Gemessene Schälzugkraft der Werkstoffkombination AA 2024 / AA 7075 aufgetragen über dem Traversenweg; Vergleich von DB (blau) sowie HFDB (rot) Schälzugergebnissen.....	82
Abbildung 74: Gemessene Schälzugkraft der Werkstoffkombination AA 7075 / 1.4301 aufgetragen über dem Traversenweg; Vergleich von DB (blau) sowie HFDB (rot) Schälzugergebnissen.....	83
Abbildung 75: Gemessene Scherzugkraft der Werkstoffkombination AA 2024 / 1.4301 aufgetragen über dem Traversenweg; Vergleich von DB (blau) sowie HFDB (rot) Scherzugergebnissen.	85
Abbildung 76: Platzwechselmechanismen im Metallgitter a) direkter Platzwechsel, b) Zwischengittermechanismus, c) Leerstellenmechanismus und d) ringförmiger Platzwechsel [5].	86
Abbildung 77: Diffusionsverhalten von Thorium in Wolfram [48]; Diffusionsgeschwindigkeiten erhöhen sich mit steigender Temperatur sowie Diffusionsart. 87	
Abbildung 78: Anordnung und Richtung der EDX Punktanalyse (gelbe Punktlinie und gelber Pfeil) der HFDB Probe HFD.076 linke Seite AA 2024, rechte Seite Al 99,5.	89
Abbildung 79: Konzentrationsgradient Al und Zn der Probe HFD.076 und daraus resultierende Diffusionstiefe; linke Seite AA 2024, rechte Seite Al 99,5.....	89
Abbildung 80: REM Aufnahme der Anordnung und Richtung der EDX Punktanalyse (gelbe Punktlinie und gelber Pfeil) der DB Probe AR54 linke Seite 1.4301, Zwischenschicht Ni, rechte Seite 1.4301; rote Linien zeigen den Verlauf der Fügebereiche.	90
Abbildung 81: Konzentrationsgradient Fe und Ni der DB Probe AR54 und daraus resultierende mittlere Breite des Fügebereichs von 5µm; linke Seite 1.4301, rechte Seite 1.4301, Mitte Ni.	90
Abbildung 82: Gefügeuntersuchung HFD.018 AA 2024 / AA 7075 HFDB Fügverbindung; Korngrößen in der TMBZ kleiner als Korngrößen im GW. ...	92
Abbildung 83: Gefügeuntersuchung AR08 AA 2024 / AA 7075 DB Probe; Korngrößen über den Verbindungsbereich.	93
Abbildung 84: HFDB Anwendung Rohrbündel-Wärmeübertrager (im Rahmen dieser Arbeit entwickelt und von LINDE und GKSS zum Patent angemeldet); HFDB Werkzeug (dunkelgrau) sowie Rohr und Rohrboden der Rohrbündel-Wärmeübertrager-Probe (hellgrau); Detail aus Abbildung 85 rot umrandet. .	95
Abbildung 85: Erste Schweißung der HFDB Anwendung Rohrbündel-Wärmeübertrager Makroschliff der Fügeebene der Probe unter polarisiertem Licht betrachtet; Position des Details in Abbildung 84 beschrieben.	96
Abbildung 86: Temperaturverlauf halbbunendlicher Körper [24].	112
Abbildung 87: Darstellung des Netzes für die Berechnung der drei Bereiche HFDB Unterlage, Reib- und Fügepartner. HFDB Unterlage mit größerem Netz als Reib- und Fügepartner.	114

Abbildung 88: Darstellung der berechneten globalen Wärmeverteilung nach einer Prozessdauer von 10 s. Maximale Temperatur an der Wärmequelle 345 °C. Schweißrichtung hier in negativer X-Richtung..... 115

Abbildung 89: Darstellung der berechneten zeitabhängigen Wärmeverteilung nach einer Prozessdauer von 10 s. Maximale Temperatur zwischen Fügepartner und Unterlage unterhalb der Wärmequelle 290°C. Schweißrichtung von links nach rechts..... 115

Erläuterung aller im Text auftretenden Formelzeichen

Lateinische Buchstaben

Symbol	Bedeutung
A	Fläche
dF	Flächenelement
D	Diffusionskoeffizient
D_0	Diffusionskonstante
E	E-Modul
F	Kraft
Fe	Eisen
N	Normalkraft
n	Umdrehungsgeschwindigkeit
P	Druck
Q	Aktivierungsenergie
\dot{Q}, q_0	Wärmestrom
\dot{q}	Wärmestrom
R	Allgemeine Gaskonstante
R_a	Radius des Werkzeugs
R_i	Radius des Stiftes (FSW)
T	Prozesstemperatur
t	Prozesszeit
Ti	Titan
T_S	Schmelzpunkt
v	Geschwindigkeit
X_E	Einschweißtiefe, Diffusionstiefe
z	Anzahl

Griechische Buchstaben

Symbol	Bedeutung
α	thermischer Ausdehnungskoeffizient
λ	Wärmeleitkoeffizient
μ	Reibkoeffizient

Symbol	Bedeutung
v	Querkontraktionszahl
$\sigma_{ES,th}$	thermische Eigenspannung
φ	Umformgrad
ω	Winkelgeschwindigkeit

Indizes

Symbol	Bedeutung
Al	Aluminium
BSE	Back Scattering Electrons, Rückstreu Elektronen
CCD	charge-coupled Device, ladungsgekoppeltes Bauteil
CNC	Computerized Numerical Control, computerisierte numerische Steuerung
Cps	Counts per Second, Messungen pro Sekunde
EDX	Energie Dispersive Röntgenspektroskopie
Fe	Eisen
FSW	Friction Stir Welding, Rührreibfügen
FZ	Fügeebene
GW	Grundwerkstoff
HFDB	Hybrid Friction Diffusion Bonding
IR	Infrarot
$K\alpha$	langwellige Bremsstrahlung
keV	Kilo-Elektronen-Volt
REM	Raster-Elektronen-Mikroskop
SE	Scattering Electrons, Streu-Elektronen
Ti	Titan
WEZ	Wärmeeinflusszone
WRe	Wolfram-Rhenium
μ CT	Mikro-Computer-Tomographie

Plausibilitätsbetrachtung Temperaturmessung

In einer folgenden Versuchsreihe wurden zu Referenzzwecken Messungen mit einer Infrarotkamera durchgeführt. Die dabei gemessenen Temperaturen wurden mit den durch Thermolemente ermittelten Temperaturmessungen der Vorversuche verglichen (siehe Tabelle 25).

Tabelle 25: HFDB Parameter und Vergleich gemessene Temperatur mit IR-Kamera sowie Thermolemente

Probennummer	Reibpartner/Fügepartner	T _{Thermolement} [°C]	T _{IR-Kamera} [°C]
HFD.105	AA 7075 / 1.4301	283	310
HFD.104	AA 7075 / AA 7075	294	340

Der Vergleich zeigt, dass der gemessene Temperaturgradient durch die bei den in Tabelle 25 beschriebenen HFDB Versuchen eingesetzten Werkstoffschichtungen (Al / Al; Al / 1.4301; Gesamtdicke 0,5 mm) in erster Näherung mit 80 K mm^{-1} anzusetzen ist.

Die Berechnung der durch Wärmeleitung innerhalb eines homogener Körpers übertragenen Wärmeleistung wird durch das Fouriersche Gesetz

Die Berechnung der durch Wärmeleitung innerhalb eines homogener Körpers übertragenen Wärmeleistung wird durch das Fouriersche Gesetz

$$\dot{Q} = \frac{\lambda}{\delta} A (T_{w1} - T_{w2})$$

beschrieben. Hierbei sind T_{w1} die Temperatur der wärmeren Wandoberfläche, T_{w2} die Temperatur der kälteren Wandoberfläche, A die Fläche, durch die die Wärme strömt, λ der Wärmeleitkoeffizient, sowie δ die Dicke der durchströmten Wand.

Will man nun den Wärmetransport durch Wärmeleitung berechnen, so kann dies nach dem Grundgesetz der molekularen Wärmeleitung [55, 56]

$$\dot{\vec{q}} = \frac{d\vec{Q}}{dF \cdot dt} = -\lambda \left(\frac{\delta T}{\delta x}, \frac{\delta T}{\delta y}, \frac{\delta T}{\delta z} \right)^T$$

geschehen.

Der Wärmestrom $\dot{\vec{q}}$ gibt den Betrag und die Richtung der Wärme pro Zeiteinheit dt an, der durch das Flächenelement dF fließt. Der Betrag gibt die Intensität, der Gradient die Richtung des größten Wärmestromes zu einem Punkt des durchströmten Körpers an.

$$\left(\frac{\delta T}{\delta x}, \frac{\delta T}{\delta y}, \frac{\delta T}{\delta z} \right)^T$$

ist hierbei der Gradient der Temperaturverteilung im durchströmten Körper. Der Wärmestrom fließt in Richtung des größten Temperaturabfalls.

Gültigkeit besitzt dieses Gesetz bei homogenen Körpern mit isotropen Werkstoffeigenschaften, deren Wärmeleitfähigkeit λ unabhängig von der Temperatur und Ausbreitungsrichtung des Wärmestromes im Körper ist.

Beim vorliegenden Fall der instationären Wärmeleitung ändern sich die Temperaturen zeitabhängig. Hierfür reicht die obige Gleichung nicht aus. Zum

Beschreiben der instationären Temperaturverteilungen in einer Raumrichtung wird zusätzlich die partielle Differentialgleichung oder Wärmeleitungsgleichung

$$\frac{\delta}{\delta t} u(x,t) = a \cdot \frac{\delta^2}{\delta x^2} u(x,t) \quad (9.15)$$

benutzt. Mit Hilfe des Symmetrieansatzes kann folgende Lösung der Gleichung gefunden werden:

$$u(x,t) = f\left(\frac{x}{\sqrt{at}}\right) \quad (9.16)$$

Im vorliegenden Fall wurde zur Vereinfachung als analytischer Ansatz die Berechnung über halbunendliche Körper [24] gewählt, da die Dicke des untersuchten Bleches dünn im Vergleich zur Masse der Klammerungs- und Aufspanvorrichtung angenommen werden kann sowie das Zeitintervall klein ist.

Für verschiedene Zeiten erhält man die Temperaturprofile wie folgt:

$$\frac{T - T_u}{T_o - T_u} = f\left(\frac{x}{2\sqrt{at}}\right) \quad (9.17)$$

mit der Gaußschen Fehlerfunktion $f\left(\frac{x}{2\sqrt{at}}\right)$ (siehe Abbildung 86)

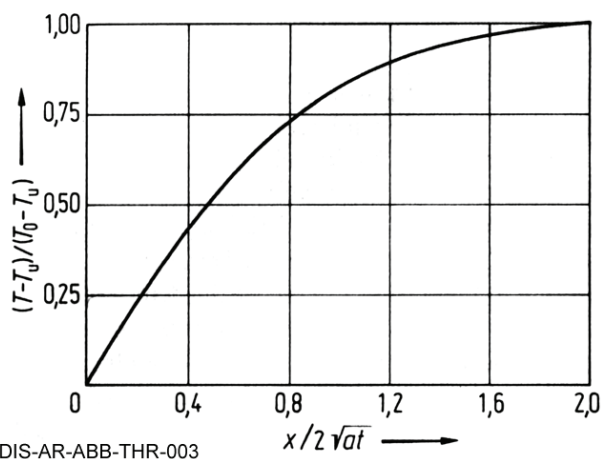


Abbildung 86: Temperaturverlauf halbunendlicher Körper [24].

Die vereinfachte eindimensionale Wärmestromdichte an der Oberfläche erhält man durch Differentiation von

$$\dot{q} = -\lambda \left(\frac{\delta T}{\delta x} \right)_{x=0} \quad (9.18)$$

zu

$$\dot{q} = \frac{b}{\sqrt{\pi t}} (T_u - T_o). \quad (9.19)$$

Der Wärmeeindringkoeffizienten ergibt sich aus der Wurzel des Produkts von Wärmeleitfähigkeit, Dichte und der spezifischen Wärmekapazität zu $b = \sqrt{\lambda \rho c}$ in den SI Einheiten $Ws^{1/2} / m^2 K$.

Der analytisch erwartete Temperaturgradient ergibt sich mit $T_{ReibflächeIR} = 363 \text{ °C}$, $T_{Umgebung} = 21 \text{ °C}$, dem Wärmeleitkoeffizient von Aluminium: $\lambda = 237 \text{ W} \times (\text{K} \times \text{m})^{-1}$

[55], der Fläche des Wärmestroms bei einem zylindrischen HFDB Werkzeug mit $\varnothing = 8 \text{ mm}$: $A = \pi \cdot r^2 = 50,3 \text{ mm}^2$, sowie der Dicke des durchströmten Blechs $\delta = 0,5 \text{ mm}$ zu

$$\frac{T - 363^\circ\text{C}}{21^\circ\text{C} - 363^\circ\text{C}} = f\left(\frac{0,0005}{2(98,8 \cdot 10^{-6} \cdot 0,5)^{1/2}}\right) = f(3,557 \cdot 10^{-2}).$$

Abgelesen aus Abbildung 86 ergibt sich $f(3,557 \cdot 10^{-2}) \approx 0,06$. Daraus folgt für die zu erwartende Temperatur unter dem Blech $T = 0,06 \cdot (-342^\circ\text{C}) + 363^\circ\text{C} = 342,48^\circ\text{C}$.

Diese Abschätzung stimmt mit dem gemessenen Wert recht gut überein. Aufgrund der getroffenen Vereinfachungen war zu erwarten, dass der real gemessene Wert geringer ausfallen muss als der analytisch mit dem Ansatz über halbunendliche Körper [24] berechnete. Im betrachteten Fall handelt es sich nur in erster zeitlicher Näherung um einen eindimensionalen Wärmestrom. Die relativ zur Ausdehnung der Werkzeugfläche große Probenblech- sowie Klammerungsoberfläche sorgt für einen mehrdimensionalen Abfluss des Wärmestroms und damit zu einer geringeren gemessenen Temperatur an der Unterseite des Probenbleches.

Die analytische Abschätzung der vertikalen Temperaturverteilung durch die Werkstoffschichten während einer HFDB Schweißung wurde zusätzlich mittels des Programmpakets COMSOL Multiphysics™ Version 3.4 überprüft. Ziel ist numerisch die räumliche Temperaturverteilung in einer HFDB Schweißung nachzubilden. Zum Berechnen wird nach [57] ein Eulerscher-Ansatz mit dem allgemeinen Wärmeübertragungsmodul für eine transiente Analyse benutzt. Hierfür werden HFDB Werkstoffschichtungen in einem 3D Modell nachgebildet und mit den Messwerten sowie den analytisch errechneten Werten verglichen. Als Reib- und Fügepartner sind die Kennwerte für AA 7075 sowie AA 2024 Aluminium, als Unterlage die von Stahl gewählt. Der Eulersche - Ansatz bewirkt, dass das Material mit uweld durch die Bereiche („domains“) der Stahl- und Aluminiumblöcke fließt, während die Wärmequelle als stationär definiert wird. Die Energiebilanz der Verbindung und somit die Wärmeeinbringung Q in W wird durch die Gleichung

$$\rho C_p \frac{\delta T}{\delta t} + \nabla(-k \nabla T) = Q \quad (9.1)$$

dargestellt. Hier sind ρ die Dichte des Materials, C_p die spezifische Wärmekapazität in J/kg K , T die Temperatur K , t die Zeit in ms , k die Wärmeleitfähigkeit W/m K . Mit Hilfe des COMSOL Geometriewerkzeugs wird als HFDB Unterlage ein Block mit den Dimensionen $0,2 \times 0,2 \times 0,025 \text{ m}$ gezeichnet und mit den Werkstoffkennwerten für Stahl versehen. Sowohl der Reib- als auch der Fügepartner werden als Blöcke mit den Dimensionen $0,2 \times 0,2 \times 0,0001 \text{ m}$ gezeichnet und mit den Werkstoffeigenschaften für Aluminium versehen. Die Volumina der Reib- und Fügepartner mit jeweils $8 \times 10^{-6} \text{ m}^3$ sind ausreichend klein gegenüber dem Volumen der HFDB Unterlage mit $0,001 \text{ m}^3$. Eine kreisförmige Wärmequelle wird in der Mitte der oberen Fläche (Reibpartner) eingebettet. Der Radius der Wärmequelle wird entsprechend dem verwendeten HFDB Werkzeug zu 4 mm eingestellt. Als Schweißgeschwindigkeit wird 600 mm/min gewählt. Die Eingangsbereiche der Blöcke in Bewegungsrichtung der Wärmequelle werden mit einer Raumtemperatur $T = (273,15 + 20) \text{ K}$ beaufschlagt und die Ausgangsbereiche mit der Möglichkeit des Wärmedurchflusses versehen. Zum Berechnen des HFDB von Aluminium werden folgende Konstanten definiert:

uweld	Schweißgeschwindigkeit [m/s]	0,01
R	Radius der Wärmequelle [m]	0,04
omega	Winkelgeschwindigkeit des Werkzeugs [rad/s]	62,8

Abbildung 87 zeigt eine Darstellung der gewählten Netzgrößen für die Bereiche der Reib- und Fügepartner sowie der Unterlage. Das Netz im Bereich des Aluminium Reib- und Fügepartners ist feiner aufgelöst als in der Stahlunterlage um eine ausreichende Auflösung der Wärmeverteilung unterhalb der Wärmequelle zu erhalten. Da die Standardeinstellungen einen sehr hohen Speicherbedarf nach sich ziehen werden die Vernetzungsparameter nur für die engen Regionen manuell angepasst. Um zu jedem Zeitpunkt der Berechnung die Position der Wärmequelle abzubilden werden als Ausdrücke in COMSOL für die Dimension der Wärmequelle $r = \sqrt{x^2 + y^2}$ und für den zeitlichen Verlauf der Wärmeeinbringung bei gegebenem r , ω und τ (T): $q = \omega * r * \tau(T)$ definiert. Um die vertikale Temperaturverteilung unterhalb der Wärmequelle zeitabhängig abzubilden wird eine Messlinie in das Modell integriert. Die Linie liegt analog zur Position der Thermolemente im Experiment direkt am Fügepartner in der Unterlage. Nach Berechnung des Modells kann der zeitabhängige Temperaturverlauf analog der Temperaturmessungen im Experiment zeitabhängig entlang der Linie graphisch dargestellt werden (siehe Abbildung 89).

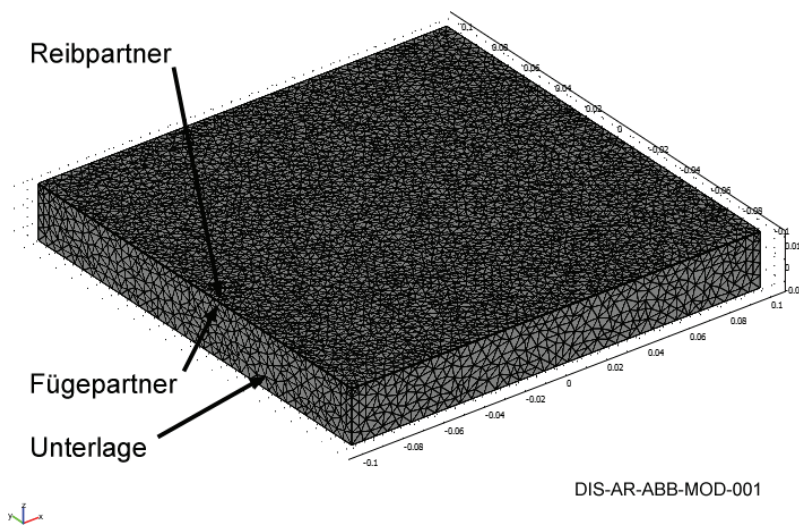


Abbildung 87: Darstellung des Netzes für die Berechnung der drei Bereiche HFDB Unterlage, Reib- und Fügepartner. HFDB Unterlage mit größerem Netz als Reib- und Fügepartner.

Die numerisch ermittelte maximale Prozesstemperatur unterhalb des Fügepartners von 290 °C stimmt mit der durchschnittlich gemessenen Temperatur von 262,5 °C für das erste Temperaturmaximum des HFDB Schweißungen in erster Näherung gut überein. COMSOL Multiphysics™ hat die Temperaturverteilung des HFDB Verfahrens gut nachgebildet. Eine weiterführende Untersuchung mit einem optimierten Modell kann die Werte von Experiment und Modell in Zukunft näher zueinander bringen. Dies kann schon im Vorfeld der Versuche zu einer Verringerung der notwendigen Anzahl von Experimenten beitragen.

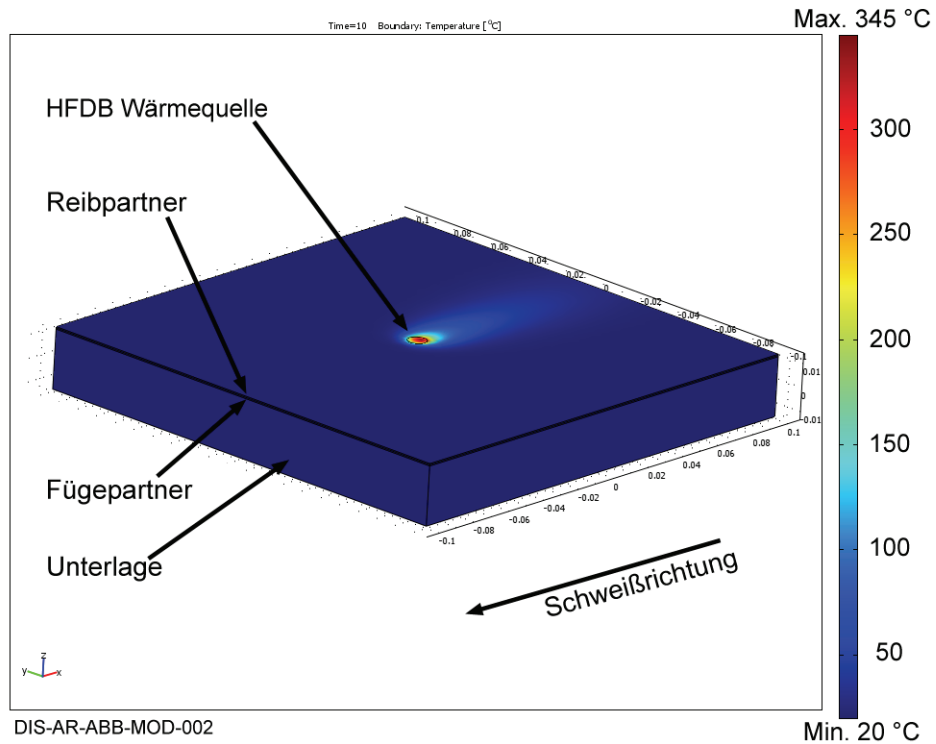


Abbildung 88: Darstellung der berechneten globalen Wärmeverteilung nach einer Prozessdauer von 10 s. Maximale Temperatur an der Wärmequelle 345 °C. Schweißrichtung hier in negativer X-Richtung.

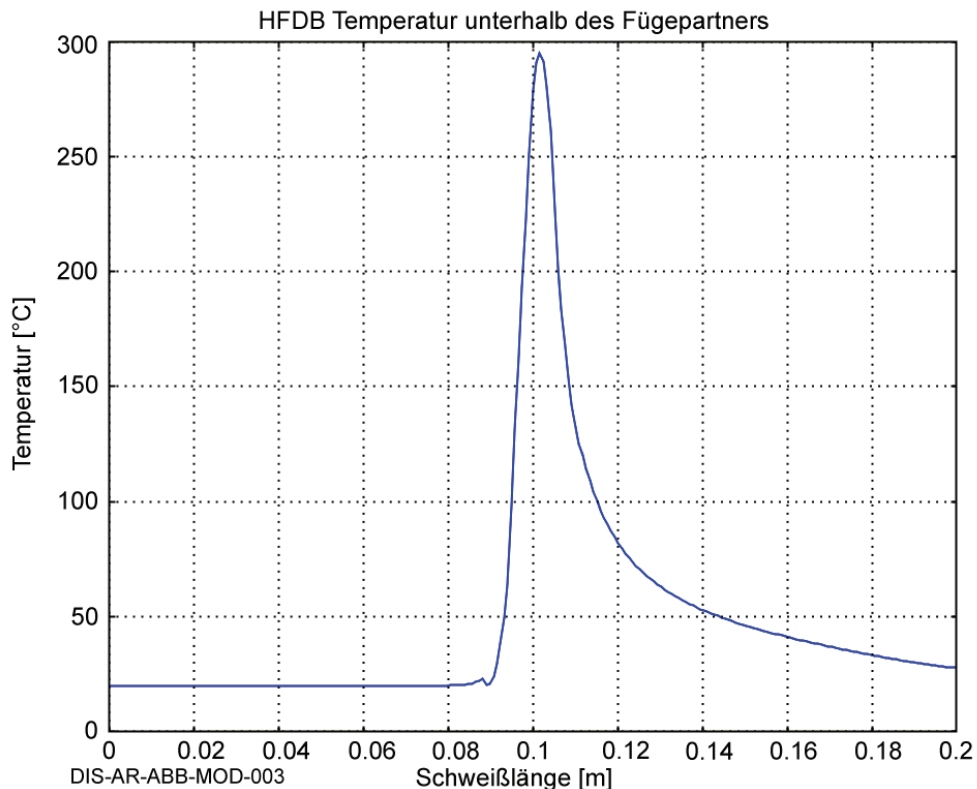


Abbildung 89: Darstellung der berechneten zeitabhängigen Wärmeverteilung nach einer Prozessdauer von 10 s. Maximale Temperatur zwischen Fügepartner und Unterlage unterhalb der Wärmequelle 290°C. Schweißrichtung von links nach rechts.

Plausibilitätsbetrachtung Eigenspannung

Die Eigenspannungen aus thermischer Belastung können nach [58] berechnet werden zu

$$\sigma_{ES,th} = \frac{E_{Al}}{1 - \nu_{Al}} \cdot \frac{D_{Ti}}{D_{Ti} + D_{Al}} \cdot (\alpha_{Al} - \alpha_{Ti}) \cdot \Delta T. \quad (9.2)$$

Hier ist

$\sigma_{ES,th}$: thermische Eigenspannung;

E_{Al} : E-Modul Aluminium;

ν_{Al} : Querkontraktionszahl Aluminium;

D_{Ti} : Dicke Titan; D_{Al} : Dicke Aluminium;

α_{Al} : thermischer Ausdehnungskoeffizient Aluminium;

α_{Ti} : thermischer Ausdehnungskoeffizient Titan.

Somit ergibt sich

$$\sigma_{ES,th} = \frac{7 \cdot 10^4 \text{ N/mm}^2}{1 - 0,34} \cdot \frac{0,5 \text{ mm}}{0,5 \text{ mm} + 0,2 \text{ mm}} \cdot (23,2 - 10,8) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1} \cdot 330 \text{ K} = 310 \text{ N/mm}^2$$

als Zugeigenspannung von 310 N/mm^2 der als Eigenspannungsanteil aus thermischer Belastung berechnet wird. Um den Anteil der Eigenspannung aus der Umformung des Reibpartners Aluminium zu erfassen wird die Annahme getroffen, dass die Verformung des unter dem HFDB Werkzeug befindlichen Werkstoffquerschnitts der des Längswalzprozesses entspricht. Dies bedeutet, dass die Dickenabnahme des Aluminiumblechs unter dem HFDB Werkzeug in eine Längenzunahme des durch das HFDB Werkzeug komprimierten Blechwerkstoffs resultiert. Der Auswurf von Werkstoff zum Rand der HFDB Naht sowie die Breitenzunahme wird vernachlässigt. Der Umformgrad φ wird somit auf die umgeformte Querschnittsfläche bezogen. Der HFDB Fügedruck normal zum Reibpartner beträgt, bei einer Normalkraft von 2000 N und einer Werkzeugfläche von 50 mm^2 , 40 N/mm^2 . Aus diesem Fügedruck normal zum Reibpartner resultiert

die Dehnung des Fügbleches zu $\varepsilon = \frac{\sigma}{E} \Rightarrow \varepsilon = \frac{40 \text{ N/mm}^2}{7 \cdot 10^4 \text{ N/mm}^2} = 5,7 \cdot 10^{-4}$ und damit

eine Dickenabnahme des Bleches von $\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \Leftrightarrow \Delta L = \varepsilon \cdot L_0 \Rightarrow \Delta L = 5,7 \cdot 10^{-4} \cdot 0,3 \text{ mm} = 1,7 \cdot 10^{-4} \text{ mm}$.

Der Umformgrad

$$\varphi l = -\ln \frac{A_1}{A_0} = \ln \frac{A_0}{A_1} \quad (9.3)$$

wird mit A_0 : Ausgangsquerschnitt zu $A_0 = b \cdot h_0 \Rightarrow A_0 = 8,0 \text{ mm} \cdot 0,3 \text{ mm} = 2,4 \text{ mm}^2$;

A_1 : Endquerschnitt zu $A_1 = b \cdot h_1 \Rightarrow A_1 = 8,0 \text{ mm} \cdot (0,3 - 1,7 \cdot 10^{-4}) \text{ mm} = 2,399 \text{ mm}^2$;

zu $\varphi l = \ln \frac{2,4 \text{ mm}^2}{2,399 \text{ mm}^2} = 5,67 \cdot 10^{-4}$. Für die Dehnung wird

$$\varepsilon = e^\varphi - 1 \quad (9.4)$$

zu $\varepsilon = e^{5,67 \cdot 10^{-4}} - 1 = 5,67 \cdot 10^{-4}$.

Die resultierende Spannung aus mechanischer Belastung ergibt sich mit

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (9.5)$$

zu $\sigma = 7 \cdot 10^4 \text{ N/mm}^2 \cdot 5,67 \cdot 10^{-4} = 39,7 \text{ N/mm}^2$.

Aus dieser Berechnung resultiert der aus mechanischer Verformung entstehende Eigenspannungsanteil als Zugspannung zu $39,7 \text{ N/mm}^2$.

Wirken wie oben beschrieben sowohl eine mechanische Spannung als auch eine Temperaturänderung, so ergibt sich die Gesamtdehnung des Werkstoffs durch Superposition von mechanischer und thermischer Dehnung:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \alpha \cdot \Delta T \quad (9.6)$$

was auch in der Form

$$\sigma = E \cdot (\varepsilon - \alpha \cdot \Delta T) \quad (9.7)$$

geschrieben werden kann.

Im vorliegenden Fall können somit die gleich gerichteten Spannungen aus mechanischer und thermischer Belastung addiert werden.

Die in der Fügeebene wirkende Spannung beläuft sich im ungünstigsten Fall (steifer Werkstoffverbund) auf $349,7 \text{ N/mm}^2$.

Sollte der Werkstoffverbund im Verhältnis zur berechneten Spannung eine geringe Steifigkeit aufweisen, so kann die erwartete Spannung aufgrund von Relaxation durch elastische Verformung des Blechverbundes deutlich darunter liegen.

Korngrößenbestimmung nach dem Kreisverfahren

Hierzu wird auf dem Mattscheibenbild des Mikroskops oder auf einem Fotoabzug ein Kreis gezeichnet, dessen Fläche F_K etwa 100 - 200 Körner enthalten soll. Zuerst wird die Anzahl z der Körner gezählt, die vollständig im Kreisinneren liegen, dann die Anzahl n der Körner, die von der Kreislinie geschnitten werden. Da die letzteren nur zum Teil der Kreisfläche angehören, werden sie mit dem Wert 0,67, dem so genannten Örtelschen Faktor multipliziert. Die mittlere Kornfläche ist schließlich nach folgender Beziehung zu berechnen:

$$F_m = \frac{F_K \cdot 10^6}{(0,67 \cdot n + z) \cdot V^2} \text{ in } [\mu\text{m}^2]. \quad (9.8)$$

Tabelle 26: Beispiele von HFDB Parametern unterschiedlicher Werkstoffkombinationen mit zugehörigen Streckenenergien und gemessenen maximalen Prozess Temperaturen.

Probennummer	Materialkombination	Streckenenergie [J/mm]	Maximale Temperatur [°C] / Schweißzeit [s]	Vorschubgeschwindigkeit [mm/s]/[mm/min]	Drehzahl [s ⁻¹] / [min ⁻¹]	Prozesskraft normal zum Reibpartner [N/mm ²] / Kraft [N]	Verbunden
HFD.069	AA 2024 / Al 99,5	108,7	315 / 70	2,5 / 150	18,3 / 1100	29,8 / 1500	Ja
HFD.068	AA 2024 / Al 99,5	67,3	320 / 15	10,83 / 650	18,3 / 1100	29,8 / 1500	ja
HFD.111	AA 2024 / Al 99,5	57,0	250 / 8	10,83 / 650	25,0 / 1500	49,7 / 2500	Ja
HFD.067	AA 7075 / Al 99,5	106,9	300 / 70	2,5 / 150	18,3 / 1100	29,8 / 1500	Ja
HFD.106	AA 7075 / Al 99,5	56,1	280 / 35	10,8 / 650	25,0 / 1500	49,7 / 2500	Ja
HFD.107	AA 7075 / Al 99,5	56,1	270 / 40	13,0 / 780	25,0 / 1500	59,7 / 3000	Nein
HFD.084	AA 2024 / AA 2024	68,5	-/-	10,8 / 650	25,0 / 1500	59,7 / 3000	Ja
HFD.018	AA 7075 / AA 2024	113,8	-/-	3,13 / 187,5	18,3 / 1100	39,8 / 2000	Ja
HFD.039	AA 7075 / AA 2024	111,8	300 / 100	2,5 / 150	19,2 / 1150	29,8 / 1500	Ja
HFD.109	AA 7075 / AA 2024	46,7	325 / 55	13,0 / 780	25,0 / 1500	49,7 / 2500	Ja
HFD.108	AA 7075 / AA 2024	56,0	290 / 53	10,8 / 650	25,0 / 1500	49,7 / 2500	Ja

Probennummer	Materialkombination	Streckenenergie [J/mm]	Maximale Temperatur [°C] / Schweißzeit [s]	Vorschubgeschwindigkeit [mm/s]/[mm/min]	Drehzahl [s ⁻¹] / [min ⁻¹]	Prozesskraft normal zum Reibpartner [N/mm ²] / Kraft [N]	Verbunden
HFD.017	AA 7075 / AA 7075	113,8	-/ -	3,13 / 187,5	18,3 / 1100	39,8 / 2000	Ja
HFD.097	AA 7075 / AA 7075	74,8	-/ 45	9,8 / 585	25,0 / 1500	59,7 / 3000	Ja
HFD.086	AA 7075 / AA 7075	67,3	-/ 50	10,8 / 650	25,0 / 1500	59,7 / 3000	Ja
HFD.104	AA 7075 / AA 7075	56,1	340 / 28	13,0 / 780	25,0 / 1500	59,7 / 3000	Ja
-	AA 7075 / AA 7075	46,7	-/ -	13,0 / 780	25,0 / 1500	49,7 / 2500	Ja
HFD.015	AA 7075 / Ti6Al4V	154,1	-/ -	2,1 / 125	18,3 / 1100	35,8 / 1800	Ja*
-	AA 7075 / Ti6Al4V	113,8	-/ -	3,13 / 187,5	18,3 / 1100	39,8 / 2000	Nein
HFD.024	AA 7075 / Ti6Al4V	113,8	430 / 200	3,13 / 187,5	18,3 / 1100	39,8 / 2000	Ja*
HFD.089	AA 7075 / Ti6Al4V	60,7	-/ 90	12 / 720	25,0 / 1500	59,7 / 3000	Ja
HFD.094	1.4301 / Ti6Al4V	103,7	350 / 30	3,8 / 225	50,0 / 3000	15,9 / 800	Ja
HFD.093	1.4301 / Ti6Al4V	103,6	-/ 20	3,8 / 225	33,3 / 2000	23,9 / 1200	Ja
HFD.096	1.4301 / Ti6Al4V	77,8	-/ -	3,8 / 225	16,7 / 1000	35,8 / 1800	Ja
HFD.014	AA 7075 / Ni-Al Bronze	138,7	-/ -	1,7 / 100	18,3 / 1100	25,9 / 1300	Nein

Probennummer	Materialkombination	Streckenenergie [J/mm]	Maximale Temperatur [°C] / Schweißzeit [s]	Vorschubgeschwindigkeit [mm/s]/[mm/min]	Drehzahl [s ⁻¹] / [min ⁻¹]	Prozesskraft normal zum Reibpartner [N/mm ²] / Kraft [N]	Verbunden
HFD.056	AA 2024 / 1.4301	118,6	360 / 240	2,5 / 150	20,0 / 1200	29,8 / 1500	Ja
-	AA 7075 / 1.4301	117,7	-/-	3,33 / 200	18,3 / 1100	43,77 / 2200	Nein
HFD.023	AA 7075 / 1.4301	113,8	320 / 200	3,13 / 187,5	18,3 / 1100	39,8 / 2000	Ja
HFD.034	AA 7075 / 1.4301	106,9	310 / 200	2,5 / 150	18,3 / 1150	29,8 / 1500	Ja
-	AA 7075 / 1.4301	69,6	-/-	3,33 / 200	18,3 / 1100	25,9 / 1300	Ja
HFD.085	AA 7075 / 1.4301	67,3	-/-	10,8 / 650	25 / 1500	59,7 / 3000	Nein
-	AA 7075 / 1.4301	66,6	-/-	2,92 / 175	16,7 / 1000	23,9 / 1200	Nein
HFD.105	AA 7075 / 1.4301	56,1	310 / 50	13,0 / 780	25,0 / 1500	59,7 / 3000	Ja
HFD.064	AA 2024 / AA 7075	118,6	340 / 176	2,5 / 150	20,0 / 1200	29,8 / 1500	Ja
HFD.092	1.4301 / AA 7075 / Ti6Al4V	77,8	210 / -	3,8 / 225	20,0 / 1200	39,8 / 2000	Ja

*im Zeitraum von 12 Stunden ohne äußere mechanische Einwirkung versagt

Metallografische Probenvorbereitung

Für die metallografische Vorbereitung der HFDB und DB Proben wurde ein bei GKSS etabliertes Verfahren für Aluminium benutzt (siehe Tabelle 27).

Tabelle 27: Probenvorbereitung Metallografie HFDB und DB.

Unterlage	Körnung	Schmiermittel	Umdrehung Scheibe* [min ⁻¹]	Umdrehung Polierkopf* [min ⁻¹]	Zeit Schleifen [min]	Kraft pro Probe [N]
SIC-Papier	320	Wasser	300	120	1	5 bis 10
	500	Wasser	300	120	1	5 bis 10
	800	Wasser	300	120	1	5 bis 10
	1000	Wasser	300	120	1	5 bis 10
	1200	Wasser	300	120	1	5 bis 10
	2400	Wasser	300	120	1	5 bis 10
3µm	Diamant-suspension	Lubricant rot	150	120	4	5 bis 10
OP-Chem 0,05 µm	OP-S (SiO ₂ -Suspension)	Dem. Wasser	150	120	4	5 bis 10

*Scheibe und Polierkopf im Mitlauf

Für das Bestimmen der Korngrößen sowie Fügeebenen in Ti6Al4V, Stahl- und Aluminiumproben wurden folgende Ätzungen durchgeführt:

Tabelle 28: Ätzung Metallografie HFDB und DB.

Werkstoff	Ätzung	Zeit [s]	Bemerkung
AA 2024	Kroll	15	-
AA 2024 / AA 7075	Kroll	15	-
AA 2024 / Al 99,5	Kroll	8 bis 10	-
Al / 1.4301	Oxalsäure/elektrolytisch	14	Al bleibt ungeätzt
Ti6Al4V	Kroll	30	-

Chemische Messungen Grundwerkstoffe

Tabelle 29: Angewandte Verfahren und Bestimmungsgrenzen für die Grundwerkstoffcharakterisierung.

Komponenten*	Einheit	Bestimmungsgrenze	Methode
Al	[%]	0,002	Aufschluss, ICP-MS
Cr	[%]	0,001	Aufschluss, ICP-MS
Fe	[%]	0,005	Aufschluss, ICP-MS
Cu	[%]	0,001	Aufschluss, ICP-MS
Mg	[%]	0,001	Aufschluss, ICP-MS
Mn	[%]	0,001	Aufschluss, ICP-MS
Ni	[%]	0,001	Aufschluss, ICP-MS
Si	[%]	0,010	Aufschluss, ICP-MS
Ti	[%]	0,002	Aufschluss, ICP-MS
Va	[%]	0,005	Aufschluss, ICP-MS
Zn	[%]	0,002	Aufschluss, ICP-MS

*alle Angaben in Massen-%

Rauheitsmessungen DB Proben

Tabelle 30: Verhältnis Rauheiten zu Bearbeitungszustand der Probenbleche.

Material	Zustand	Ra längs [μm]	Ra quer [μm]
AA 2024	geschliffen	0,372	0,355
	poliert	0,099	0,057
	unbearbeitet	-	0,074
1.4301	geschliffen	0,060	0,063
	poliert	0,056	0,051
	unbearbeitet	-	0,091

Tabelle 31: Verhältnis Rauheiten der Probenbleche zur Schleifpapierkörnung.

Material	Körnung Schleifpapier	Rmax längs [μm]	Rmax quer [μm]	Rz längs [μm]	Rz quer [μm]	Ra längs [μm]	Ra quer [μm]	RSm längs [μm]	RSm quer [μm]
AA 2024	500	2,76	3,40	2,27	3,11	0,258	0,375	0,093	0,047
	360	3,18	7,90	2,68	5,32	0,385	0,607	0,139	0,060
	150	13,41	13,40	7,65	10,95	0,887	1,627	0,206	0,139
	120	16,21	13,60	6,88	10,21	0,645	1,378	0,288	0,102
1.4301	500	1,90	1,84	1,19	1,46	0,135	0,152	0,236	0,023
	360	1,84	2,44	1,46	2,05	0,178	0,195	0,112	0,020
	150	4,26	4,49	2,17	3,27	0,255	0,333	0,149	0,037
	120	3,08	4,71	2,03	3,80	0,298	0,397	0,180	0,043

Liste der wissenschaftlichen Veröffentlichungen und Patente A. Roos

- [1] Meyer, A., Pauly, D., Gibson, D.E., dos Santos, J.F., Pinheiro, G., Roos, A. and Blakemore, G.R.: Considerations on Robotic Friction Stitch Welding for the Repair of Marine Structures, Proceedings of ETCE/OMAE2000 Joint Conference, Energy for New Millennium, February 14–17, New Orleans, USA, 2000
- [2] Meyer, A., Roos, A., dos Santos, J.F., Gibson, D., Blakemore, G. and Hammerin, R.: Subsea Robotic Friction Welding Repair System, Proceedings of the Offshore Technology Conference, 30th April – 3rd may, Houston, U.S.A., 2001.
- [3] Schilling, C., Strombeck, A.v., Roos, A., Sheikhi, S., Dos Santos, J.F., Brooker, M., van Deudekom, T.: Robotic Friction Stir Welding of Aerospace Components in Al7075, Aeromat 2002, Orlando, Florida, USA, 10-13 June, 2002.
- [4] DE102005029882.6: *Vorrichtung zum Reibrührschweißen*; Zettler R., Sheikhi S., Beyer M., dos Santos J.F., Roos A., Loitz H..
- [5] DE102005045954.4: *Verfahren und Vorrichtung zum Herstellen einer Schweißverbindung zwischen den Oberflächen zweier flächiger Werkstücke*; Roos A., dos Santos J.F..
- [6] DE102007063075.3: *Verfahren zum Verbinden von Rohrboden und Rohren im Rohrbündel-Wärmeübertrager*, Roos A., dos Santos J.F., Wimmer G..

Wissenschaftliche Thesen zur Dissertation mit dem Thema:

**„Grundlegende Untersuchung über ein neues Schweißverfahrens namens HFDB
(Hybrid Friction Diffusion Bonding)“**

von Dipl.-Ing. (FH) Arne Roos

1. HFDB ist ein diffusionsbasiertes Fügeverfahren.
2. Kürzere Prozesszeiten und niedrigere Prozesstemperaturen beim HFDB deuten auf eine erhöhte Diffusionsgeschwindigkeit hin.
3. Die Diffusion während des Fügens mit HFDB verläuft dominant über Korngrenzendiffusion.
4. Das HFDB Verfahren erlaubt das Fügen von artgleichen und artungleichen Werkstoffen.
5. Die mechanischen Kennwerte der HFDB Verbindungen sind trotz kürzerer Prozesszeiten und niedrigerer Fügetemperaturen mit denen des Diffusionsschweißverfahrens (DB, Diffusion Bonding) vergleichbar.
6. Der Werkstofffluss während des HFDB Fügevorganges unterscheidet sich von herkömmlichen Fügeverfahren.
7. Das HFDB (Hybrid Friction Diffusion Bonding) Verfahren kann aufgrund der niedrigen Prozesskräfte an ausreichend steifen Handhabungssystemen wie auch Industrierobotern zum Einsatz gebracht werden.
8. Das HFDB Prinzip kann für die Fertigung von komplexen Bauteilen eingesetzt werden.

Geestacht, den 05.05.2010

Erklärung

Ich versichere, dass ich die vorliegende Arbeit ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe. Die aus anderen Quellen direkt oder indirekt übernommenen Daten und Konzepte sind unter Angabe der Quelle gekennzeichnet.

Bei der Auswahl und Auswertung folgenden Werkstoffs haben mir die nachstehend aufgeführten Personen in der jeweils beschriebenen Weise ~~entgeltlich~~/unentgeltlich¹⁾ geholfen:

1. Frau Dr. Erika Thea Lilleodden und Herrn Peter Zhokhoff; Untersuchungen mit GKSS Nanoindenter.
2. Frau Petra Fischer; Einweisung in die Präparation und optische Mikroskopie, sowie Präparation metallographischer Proben.
3. Herr Dipl.-Phys. Volker Ventzke; Einweisung und Unterstützung bei meinen Untersuchungen mit REM und EDX.
4. Herr Dipl.-Ing. Stefan Riekehr; Einweisung bei statischen Zugversuchen.
5. Herr Dr. Felix Beckmann sowie Herr Dr. Tilman Donath; μ CT-Untersuchungen an der HARWI II Beamline, DESY.
6. Herr Dipl.-Ing. Karl-Heinz Bohm; Einweisung und Unterstützung bei der Durchführung der DB Versuche.
7. Herr Dipl.-Ing. Jakob Hilgert; Durchsicht meines Modells zur numerischen Analyse der HFDB Wärmeleitung.

Weitere Personen waren an der inhaltlich-materiellen Erstellung der vorliegenden Arbeit nicht beteiligt. Insbesondere habe ich hierfür nicht die entgeltliche Hilfe von Vermittlungs- bzw. Beratungsdiensten (Promotionsberater oder anderer Personen) in Anspruch genommen. Niemand hat von mir unmittelbar oder mittelbar geldwerte Leistungen für Arbeiten erhalten, die im Zusammenhang mit dem Inhalte der vorgelegten Dissertation stehen.

Die Arbeit wurde bisher weder im In- noch im Ausland in gleicher oder ähnlicher Form einer Prüfungsbehörde vorgelegt.

Ich bin darauf hingewiesen worden, dass die Unrichtigkeit der vorstehenden Erklärung als Täuschungsversuch angesehen wird und den erfolglosen Abbruch des Promotionsverfahrens zu Folge hat.

(Ort, Datum)

(Unterschrift)

1) Unzutreffendes bitte streichen.