



**Schlussbericht zum Förderprojekt**  
**im BMBF Rahmenprogramm**  
**„Werkstoffinnovationen für Industrie und Gesellschaft – WING“**  
(gemäß 3.2 NKBF98)

ZE:	Förderkennzeichen:
<b>Ruhr Universität Bochum</b>	<b>03X3032 G</b>
Vorhabensbezeichnung:	
<b>Verbundprojekt:    <i>Hybrides Fügen von Multimaterialsystemen für Kraftfahrzeuge</i></b> <b>                          <i>(„Hybrides Fügen“)</i></b>	
<b>Teilprojekt:         <i>Werkstofftechnik zum hybriden Fügen von Multimaterialsystemen</i></b>	
Laufzeit des Vorhabens:	
<b>01.04.2011 bis 31.03.2014</b>	

**Ruhr-Universität Bochum**

Universitätsstr. 150

44801 Bochum

Bearbeiter: Dipl.-Ing. Matthias Windmann, Dr.-Ing. Arne Röttger  
Die Verantwortung für den Inhalt dieser Veröffentlichung liegt beim Autor

## I. Kurze Darstellung zu

### 1. Aufgabenstellung

Ziel des Verbundprojektes war die Entwicklung einer neuen hybriden Fügetechnologie zur Verbindung artungleicher Metalle in der Automobilindustrie. Im Zentrum des Interesses lagen dabei im Crashfall hochbelastete Karosserieelemente wie die B-Säule und Stoßfängermodule, sowie der Türeinstieg und die Verbindung von Seitenteilen und Dachelementen. Hier müssen höchstfeste, bisher nur bedingt schweißbare Stähle mit Festigkeiten bis zu  $R_m=1900\text{N/mm}^2$  mit konventionellen Stählen (z.B. DX53), mit Aluminiumlegierungen (z.B. AA 6016) und Magnesiumwerkstoffen (z.B. AZ31) gefügt werden. Dazu soll ein thermisches Fügeverfahren entwickelt/optimiert werden, dass reproduzierbar das Fügen dieser Werkstoffe mit hoher Verbundfestigkeit ermöglicht. Im Rahmen des Projektes fanden hierzu ein kombinierter Prozess aus Laserschweißung und magnetischer Induktion sowie das Cold Metal Transfer (CMT) Lichtbogen-schweißen Anwendung.

Aus der Aufgabenstellung ergaben sich im Rahmen des Projektes folgende Zielsetzungen:

- 1) Vollständige Charakterisierung der Ausgangswerkstoffe
- 2) Identifizierung notwendiger Vorbereitungsmaßen für den thermischen Fügeprozess (Oberflächenkonditionierung, Auswahl geeigneter Zusatzwerkstoffe)
- 3) Entwicklung und Optimierung des Fügeprozesses
- 4) Mikroskopische und mechanische Charakterisierung der Fügeverbindungen mit speziellem Fokus auf die Ausbildung der Anbindungsfläche

Die neuentwickelten Fügeverfahren sollen das Fügen der verschiedenen Werkstoffe durch einen vollautomatisierten Fügeprozess ermöglichen. Das Schweißen und Löten zeichnen sich dabei im Vergleich zu anderen Fügeverfahren durch ihre große Flexibilität, die hohe Produktivität bezüglich Werkstoff und Verfahren und insbesondere die erzielbaren Festigkeiten der Verbindungszonen aus.

Die Aufgaben des Projektpartners LWT umfassen eine umfangreiche mikroskopische und mechanische Charakterisierung der Ausgangswerkstoffe und Fügeverbindungen, die Unterstützung

der Projektpartner bei der Auswahl und der Entwicklung von geeigneten Schweißzusatzwerkstoffen und der Ableitung von Maßnahmen zur Vorbereitung des Fügeprozesses, sowie der Optimierung des Fügeprozesses.

## **2. Voraussetzungen, unter denen das Vorhaben durchgeführt wurde**

Für die in diesem Projekt geplanten Fügeverbindungen werden Laserstrahlen und konventionelle Lichtbögen als Energiequelle verwendet. Als zusätzliche Energiequelle erfolgt die Erwärmung durch elektromagnetische Induktion, die bisher nicht für Multimaterialverbindungen genutzt wurde. Als höchstfester Stahl wurde der serientechnische für crashrelevante Bauteile verwendete Presshärtestahl 22MnB5 genutzt. Dieser Presshärtestahl ist mit einer Al-Basis oder Zn-Basis Oxidationsschutzschicht beschichtet, die durch ihr sprödes Materialverhalten, der schlechten Benetzbarkeit und die mäßigen elektrischen Leitfähigkeit die Schweißbarkeit des Stahls verschlechtert und im Projekt optimiert werden soll. Weiterhin sollen serientechnisch verwendete Dualphasenstähle sowie die Aluminiumlegierung AA6016 und die Magnesiumlegierung AZ61 in Multimaterialverbindungen thermisch gefügt werden. Die mechanischen und physikalischen Eigenschaften der Fügezonen hängen neben den Prozessparametern von der Wahl geeigneter Zusatzwerkstoffe auf. Aufbauend auf der Entwicklung/Auswahl geeigneter Schweißzusatzwerkstoffe soll eine mechanische oder thermische Konditionierung der Schichtoberfläche des 22MnB5 entwickelt werden.

Für die Entwicklung/ Optimierung des thermischen Fügeverfahrens werden im Rahmen des Projektes die Kompetenzen zur Bauteilherstellung (VW, TKS), Bauteilumformung (Waldaschaff, VW, TKS), induktiven Vorwärmung (Steremat), Schweißzusatzwerkstoffen (Grillo, Drahtwerke Elisenal), Fügeverfahren (BIAS, TKS, BTU Cottbus-Senftenberg, RUB) und Werkstoffcharakterisierung (RUB, BTU Cottbus-Senftenberg) zusammengefasst.

## **3. Planung und Ablauf des Vorhabens**

Der Ablauf des Gesamtvorhabens gliedert sich in sieben Arbeitsschwerpunkte:

1. Theoretische und versuchstechnische Nutzung von Legierungselementen in existierenden Zusatzwerkstoffen unter Berücksichtigung einer definierten Diffusion am Grundwerkstoff
2. Entwicklung neuer Zusatzwerkstoffe zur gezielten Ausbildung von Gefüge und Eigenschaftsgradienten unter Berücksichtigung der Elemente der heutigen

Stahlbeschichtungen sowie die Beurteilung des Benetzungsverhaltens. Entwicklung von Zusatzwerkstoffen, die schmelzmetallurgisch aufschäumen, einschließlich der Beschreibung ihrer Eigenschaften

3. Entwicklung der Fügetechnologie - bestehend aus der Laser-Induktionswirkung sowie Qualifikation dieser an zu fügenden Verbindungen
4. Applikation bekannter und der neu entwickelten Zusatzwerkstoffe und Beurteilung der hergestellten Verbindungseigenschaften einschließlich der Verfahrensparameteroptimierung
5. Übertragung der gewonnenen Erkenntnisse auf bauteilähnliche Strukturen für Stahl/Stahl ; Stahl/Al und Stahl/Mg-Verbindungen
6. Prüfung der mechanischen Eigenschaften der Verbindung unter statischer und dynamischer Last
7. Aufbau des mathematisch-physikalischen Modells zur Beschreibung der Verbindungseigenschaften auf der Basis von 5. sowie Beispielrechnungen
8. Herstellung von Funktionsmustern und Ergebnisbewertung

Diese Arbeitsschwerpunkte sind auf die jeweiligen Projektpartner verteilt. Der Projektpartner LWT-RUB (Lehrstuhl Werkstofftechnik der Ruhr-Universität Bochum) bearbeitete explizit die folgenden Arbeitspunkte:

1. Lastenheft und Versuchsplanung
2. Analyse des Ausgangszustandes
3. Entwicklung neuer Zusatzwerkstoffe
4. Grenzflächen und Anbindungsuntersuchungen
5. Gleichgewichtsberechnungen
6. Mechanische Prüfung von Fügeverbindungen
7. Veröffentlichungen, Abschlussbericht

Zur Umsetzung dieser Arbeitsschwerpunkte wurden vier Meilensteine formuliert:

1. Das Lastenheft wurde erarbeitet und zeitlich sowie inhaltlich mit den Projektpartnern abgestimmt. Die chemische und metallurgische Untersuchung der Werkstoffe wurde begonnen. – 2 Monate nach Projektbeginn
2. Die Untersuchung des Ausgangszustand ist abgeschlossen und die Ergebnisse mit dem Projektpartnern abgeglichen. Der Hochschule Lausitz wurden die benötigten physikalischen und mechanischen Werkstoffeigenschaften für die Simulationsberechnungen übermittelt. Es erfolgt die weitere Optimierung des Zusatzwerkstoffes mit den Firmen Grillo und Elisental. Diese wird durch Benetzungsversuchen und thermodynamischen Berechnungen begleitet. Die mechanische und metallurgische Charakterisierung der ersten vom Projektpartner hergestellten Fügeverbindungen wurde aufgenommen. - 15 Monate nach Projektbeginn
3. Die Entwicklung und Optimierung der Zusatzwerkstoffe ist abgeschlossen. Es folgen die letzten Benetzungsversuche an ausgewählten Zusatzwerkstoffen. Zudem wurden die Arbeiten der mechanischen Untersuchung zu den Dreiblechverbindungen begonnen. Die Diffusionsberechnungen zu den Zweiblechverbindungen sind abgeschlossen. Nachfolgend werden die Dreiblechverbindungen simuliert. – 26 Monate nach Projektbeginn
4. Die Untersuchungen sind weitestgehend abgeschlossen. Es wird die Zusammenfassung der Ergebnisse vorbereitet und die Daten erneut mit den Projektpartnern abgeglichen. – 31 Monate nach Projektbeginn

Die Themenbearbeitung erforderte eine Gesamtzeit von drei Jahren.

#### **4. Wissenschaftlicher und technischer Stand**

Für die Herstellung von Stahl-Aluminium-Verbunden werden bisher primär die Energiequellen Lichtbogen und Laser verwendet. Zur Nutzung beider Energiequellen existiert eine große Anzahl von Veröffentlichungen in denen nahezu ausschließlich Kehlnähte am Überlappstoß beurteilt werden. Als zentrale Problematik wird in allen Veröffentlichungen die Ausbildung spröder Al-Fe Mischphasen an der Stahl-Aluminium Grenzfläche (besonders bei der Verwendung von Al-Schweißzusatzwerkstoffen) beschrieben. Diese weisen nur eine geringe Bruchzähigkeit auf und fördern somit bei stoßender-mechanischer Belastung ein sprödes Versagen entlang der Grenzfläche. Aus diesem Grund gilt es die Ausbildung dieser Phasen im Fügeprozess zu minimieren. Schweißverfahren mit hoher Streckenenergie können nicht für die Herstellung von Stahl-Aluminium Verbunden verwendet werden, da diese die Ausbildung breiter spröder Pha-

sensäume an der Stahl-Aluminium Grenzfläche bewirken. Vorteilhaft erweist sich für Al-Stahl-Verbindungen die Anwesenheit der ohnehin auf der Stahlseite der Verbindung zum Zwecke des Korrosionsschutzes aufgetragenen Zn-Beschichtung. Diese kann in vielen Fällen die Diffusion des Aluminiums zum Stahl und somit die Bildung von spröden AlFe-Phasen hemmen. Werden zusätzlich statt Al-, Zn-Basis-Zusatzwerkstoffe benutzt, kann die Ausbildung spröder Al-Fe Phasen weitestgehend unterdrückt werden.

Die auf dem Stahl 22MnB5 für den Presshärtevorgang aufgetragenen Schutzschichten weisen im Einsatzzustand dichthaftende Oxidschichten auf. Diese verhindern eine gute Benetzbarkeit der Stahloberfläche mit dem Zusatzwerkstoff im thermischen Fügeprozess. Daher ist eine vorgeschaltete Konditionierung der Schichtoberflächen notwendig.

## 5. Zusammenarbeit mit anderen Stellen

Die Bereitstellung der im Rahmen des Projektes verwendeten Materialien erfolgte durch die VW AG (22MnB5, AA6016) und Waldaschaff (AZ31). Bei der Herstellung der Versuchsmuster des 22MnB5 für die Fügeversuche werden die Schichtdicke und der Schichtaufbau variiert und so beeinflusst, dass einerseits produktionsnahe Bedingungen vorliegen und andererseits günstige Bedingungen für die Fügung existieren.

TK stellte im Projekt die Multimaterialverbindungen mittels Lichtbögen (CMT-Prozess) her. Der konventionelle Presshärtestahl diente als Basis für vergleichende Untersuchungen zu Weiterentwicklungen. Dies trifft auch auf die Beschichtungen zu, die als Folge der Variabilität besonders bei konventionellen Stählen (DX 53) einen entscheidenden Einfluss auf die Gradierung der Verbindung ausüben.

Waldaschaff untersuchte die Umformbarkeit des 22MnB5 sowie der Aluminium- und Magnesium-Basis-Grundwerkstoffe. Im Ergebnis dieser Betrachtungen lagen Informationen über die Lage- und Formgenauigkeit vor. Weiterhin wurde die Lichtbogentechnik für die Herstellung hybrider Verbindungen qualifiziert. Weiterführend wurden aber auch Laserprozesse, deren Grundlagen beim Projektpartner BIAS entstanden, für das Unternehmen aufbereitet.

Steremat Induktion übernahm die Dimensionierung und Entwicklung sowie den Aufbau der Induktionserwärmungsanlagen. Die Geometrie der Induktoren, die Frequenz, der Abstand zwischen Induktor und Werkstoff sowie die Geschwindigkeit der Induktorbewegung wurden in Zusammenarbeit mit dem BIAS optimiert.

Die Drahtwerke Elisental stellten Al-Basis-Zusatzwerkstoffe für den thermischen Fügeprozess bereit. Weiterhin wurden bereits genutzte Al-Basis-Schweißzusatzwerkstoffe für die Multimaterialverbindungen bezüglich Schweißbarkeit, Benetzungsvermögen und Materialeigenschaften weiterentwickelt.

Die Fa. Grillo lieferte Schweißzusatzwerkstoffe auf Sn- sowie Zn-Basis. Es wurden Drähte produziert, die für Verbindungszwecke unter Lichtbogenbedingungen verarbeitet werden können.

Am Lehrstuhl Werkstofftechnik der Ruhr-Universität wurden alle hergestellten Fügeverbindungen mit Blick auf die entstehenden Gefüge und deren Eigenschaften (Metallographie, LiMi, REM, EBSD, Mikro- und Makrohärte) auf die Verteilung der Legierungselemente (EDX) und in Bezug auf die statischen Eigenschaften (Zug- und Biegeversuche) untersucht. Darüber hinaus wurden in Zusammenarbeit mit den Drahtwerken Elisental und Grillo geeignete Zusatzwerkstoffe entwickelt. Weiterhin wurden die temperaturabhängigen physikalischen Werkstoffdaten (E-Modul, Fließgrenze, Umwandlungspunkte, Wärmeleitfähigkeit, Ausdehnungskoeffizient) der Zusatzwerkstoffe bzw. die Zusammensetzungen in den Verbindungszonen ermittelt, um eine realitätsnahe Simulation der Verbindungsbildung über Sysweldrechnungen bei der BTU Cottbus-Senftenberg zu ermöglichen.

Am BIAS wurden Aluminium-Stahl-Verbindungen mittels Laserstrahl gefügt und die Produkte dann den Partnern des Verbundprojektes für Nachuntersuchung zur Verfügung gestellt. Die Versuche wurden durch Temperaturfeldmessungen (Thermokamera, Thermoelementmessungen) begleitet, um grundlegende Zusammenhänge zwischen den Prozessparametern, dem Zeit-Temperatur-Verlauf und den Verbindungseigenschaften aufdecken zu können und so die Übertragbarkeit der gewonnenen Erkenntnisse auf unterschiedliche Fügeaufgaben zu erleichtern. Abschließend wurden zusätzlich Magnesium-Stahl-Verbindungen mittels Laserstrahlschweißen hergestellt.

An der BTU Cottbus-Senftenberg wurden unter Laborbedingungen Stahl-Stahl- und Stahl-Leichtmetall-Fügeverbindungen produziert, die am LWT geprüft wurden. Die Möglichkeit einer Trennung der Oberflächenaktivierung und Aufschmelzung des Schweißzusatzwerkstoffes wurde im Rahmen mehrere Versuchsreihen evaluiert. Dazu wurden die zwei Energiequellen Laser und elektromagnetische Induktion verwendet um Verbindungen zwischen den Stählen sowie zwischen Stahl und Magnesium zu erzeugen. Zusätzlich erfolgten Simulationen der Wärmewirkung im Fügeprozess.

## II. Eingehende Darstellung

### 1. der Verwendung der Zuwendung und des erzielten Ergebnisses im Einzelnen, mit Gegenüberstellung der vorgegebenen Ziele

#### *Analyse des Ausgangszustandes*

Grundlage der Entwicklung und Optimierung des thermischen Fügeprozesses, sowie der Auswahl geeigneter Schweißzusatzwerkstoffe, ist zunächst eine vollständige Charakterisierung der Ausgangswerkstoffe. Dazu wurden an der RUB der Presshärtestahl 22MnB5, die Aluminiumlegierung AA6016 und die Magnesiumlegierung AZ31 charakterisiert. In **Tabelle 1** sind die Festigkeiten dieser Werkstoffe im Ausgangszustand in den vorliegenden Wärmebehandlungszustand zusammengefasst.

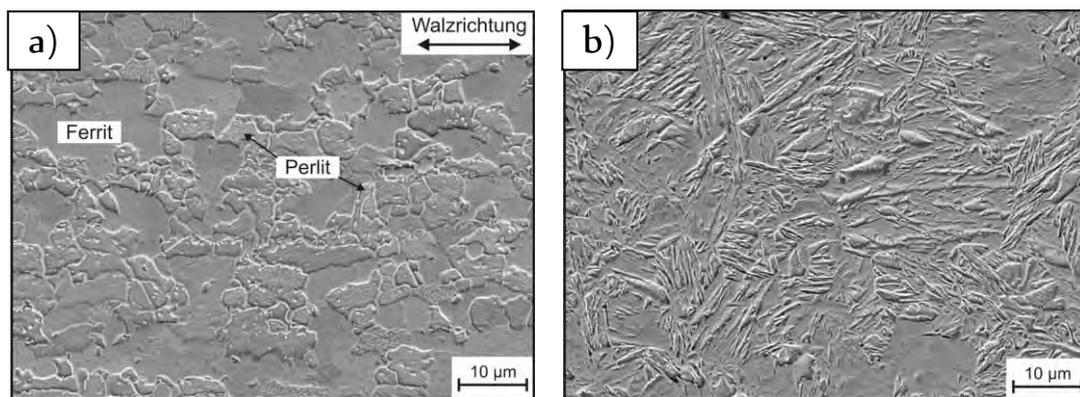
**Tabelle 1:** Streckgrenzen und Zugfestigkeiten der verwendeten Legierungen

Werkstoffe	Streckgrenze (MPa)	Zugfestigkeit (MPa)	Zustand
22MnB5	1280	1520	Pressgehärtet
AA6016	130	230	T4
AZ31	175	270	weichgeglüht

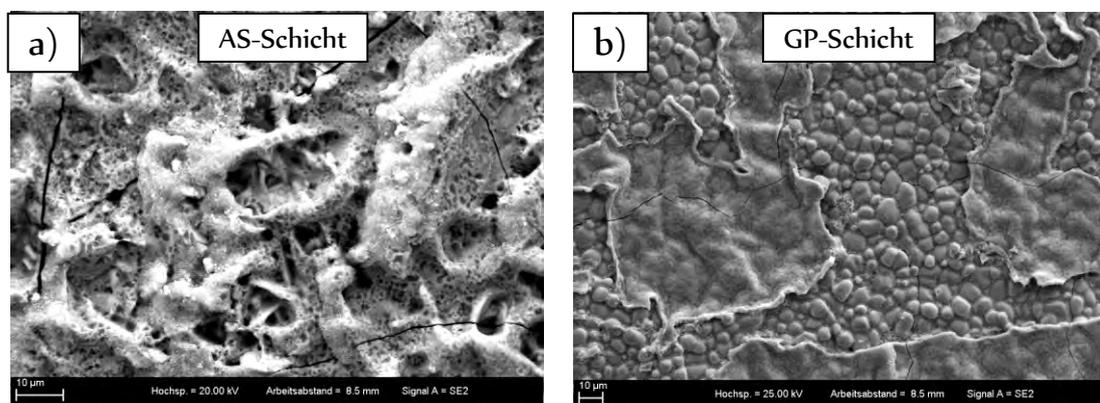
Nachfolgend wird zunächst das Gefüge des höchstfesten Feinkornstahls 22MnB5 vorgestellt. Dieser wurde im Zustand pressgehärtet (Einsatzzustand) thermisch gefügt. **Bild 1** zeigt das Gefüge des Stahls 22MnB5 nach dem Walzen, sowie einer angeschlossenen Presshärtung (Umformung und Härtung in einem Prozessschritt). Im Presshärteprozess wandelt das ferritisch-perlitische Gefüge als Folge schneller Abkühlung in ein martensitisches Gefüge um. Um eine Oxidation der Stahloberfläche im Presshärteprozess zu vermeiden wird dieser zuvor mit einer GP (ZnNi) oder AS (AlSiFe) Oxidationsschutzschicht versehen. Diese ist im Ausgangszustand in **Bild 2** dargestellt. Beide Schichten sind durch Oxide an der Oberfläche gekennzeichnet. Dabei wurden auf beiden Schichten mittels EDX und XRD Si-reiche Oxide mit der Stöchiometrie  $MO_2$  nachgewiesen. Auf der AS-Schicht wurden zusätzlich Oxide vom Typ  $Al_2O_3$  und bei der GP-Schicht Zn-, Ni- und Mn-reiche Oxide nahe der Stöchiometrie  $MO$  ( $ZnO$ ,

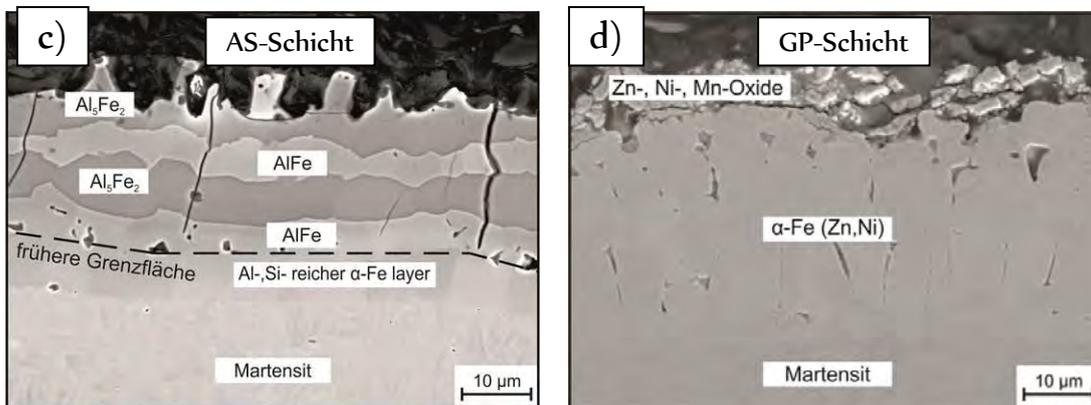
NiO, MnO) und  $M_3O_4$  ( $Mn_3O_4$ ) nachgewiesen. Zusätzlich ist im Querschnitt der AS-Schichten eine hohe Rissdichte nach dem Presshärten zu registrieren.

Aufgrund der unterschiedlichen Schmelzpunkte von Stahl (ca.  $1530^{\circ}\text{C}$ ) und Aluminium ( $660^{\circ}\text{C}$ ) oder Magnesium ( $650^{\circ}\text{C}$ ) wird im thermischen Fügeprozess nur das Leichtmetall aufgeschmolzen und benetzt dann die Stahloberfläche, die im festen Zustand verbleibt. Somit wird auf der Leichtmetallseite (Al, Mg) geschweißt und auf der Stahlseite gelötet. Der thermische Fügeprozess Stahl-Aluminium sowie Stahl-Magnesium kann daher als Schweiß-Löt-Prozess beschrieben werden. Entsprechend muss die beschichtete Stahloberfläche hinsichtlich guter Benetzbarkeit mit dem Lotwerkstoff optimiert werden. Erste Lötversuche auf den unbehandelten AS- und GP-Schichtoberflächen hatten ein Versagen auf oder in den Schichten zur Folge (**Bild 3**).

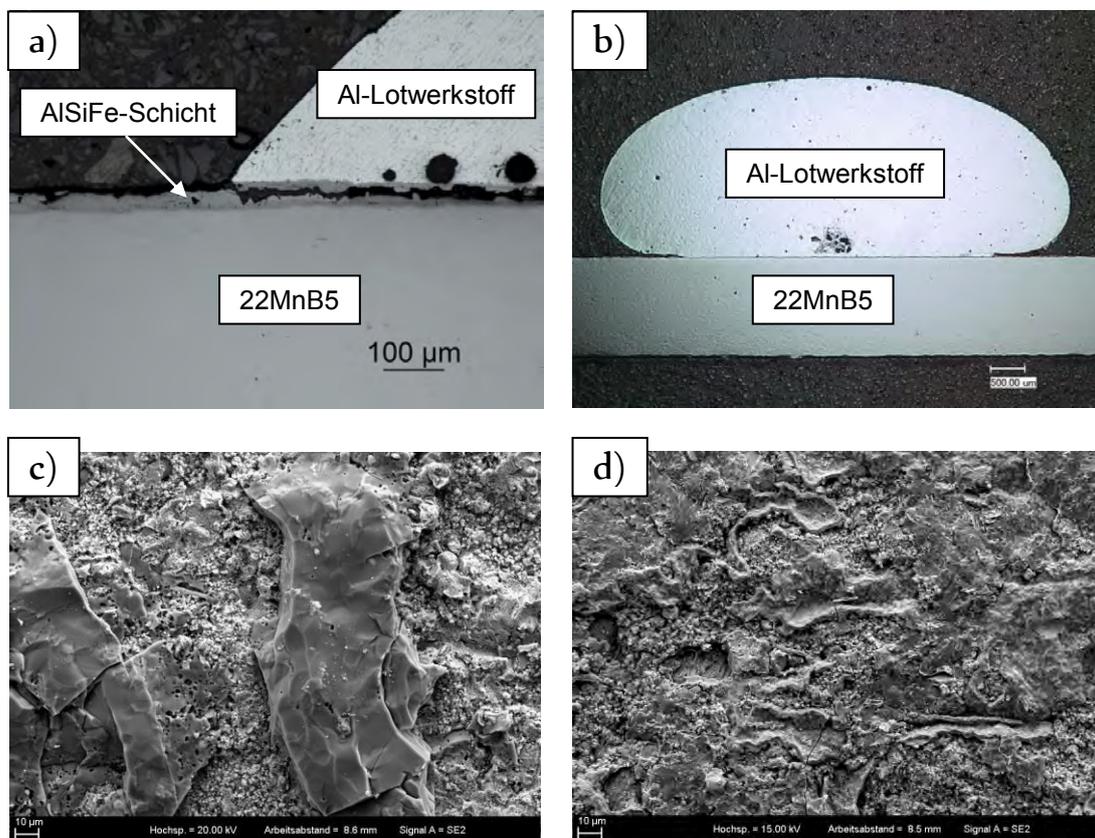


**Bild 1:** a) Ferritisch-perlitisches Gefüge des Stahls 22MnB5 nach dem Walzprozess, b) Martensitisches Gefüge des Stahls 22MnB5 nach dem Presshärten





**Bild 2:** a) Oberfläche der AS (AlSi10Fe3)-Schicht nach dem Presshärten, b) Oberfläche der GP (ZnNi10)-Schicht nach dem Presshärten, c) Querschnitt der AS (AlSi10Fe3)-Schicht nach dem Presshärten, d) Querschnitt der GP (ZnNi10)-Schicht nach dem Presshärten



**Bild 3:** Lotversuch auf der unbehandelten a) AS-Schicht, b) GP-Schicht; Oberfläche des Stahls 22MnB5 nach Ablösung der Al-Lotung auf c) AS-Schicht, d) GP-Schicht

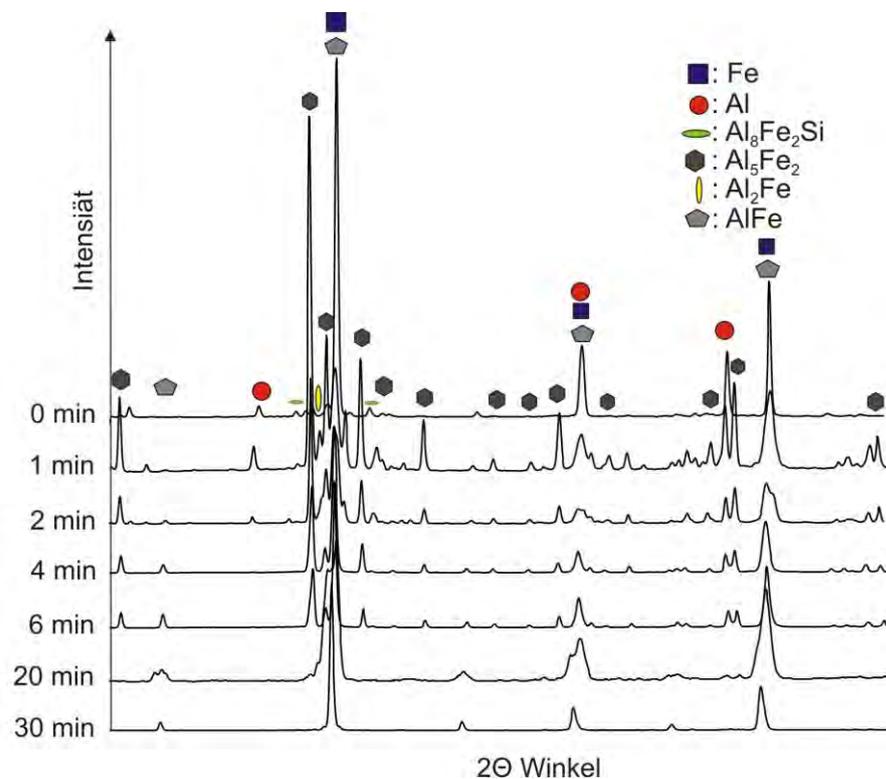
Das Versagen der Lotung auf der AS-Schicht erfolgte entlang der spröden, rissdurchsetzten AlSiFe-Schicht. An der abgelösten Lotnahtunterseite konnten Delaminationen des spröden Phasensaum nachgewiesen werden (**Bild 3c**). Im Lotversuch werden die Risse der Schicht nicht durch den flüssigen Al-Basiszusatzwerkstoff infiltriert. Somit stellen diese Gefügeinhomogenitäten rissinitiierende Orte dar, von denen das Versagen in Form von Rissausbreitung und letztendlich vollständiger Delamination der Lotnaht ausgeht.

Bei der Lotung auf der GP-Schicht wurde eine gute Benetzung des Lotes auf dem beschichteten Stahl durch die Oxide an der Oberfläche behindert. Metallkundliche Untersuchungen bestätigen ein Versagen der Blindlote entlang der 1-2  $\mu\text{m}$  dicken Oxidlamellen. EDX-Untersuchungen bestätigen die zuvor genannten Ni-, Zn-, Mn-reichen Oxide auf der Bruchoberfläche.

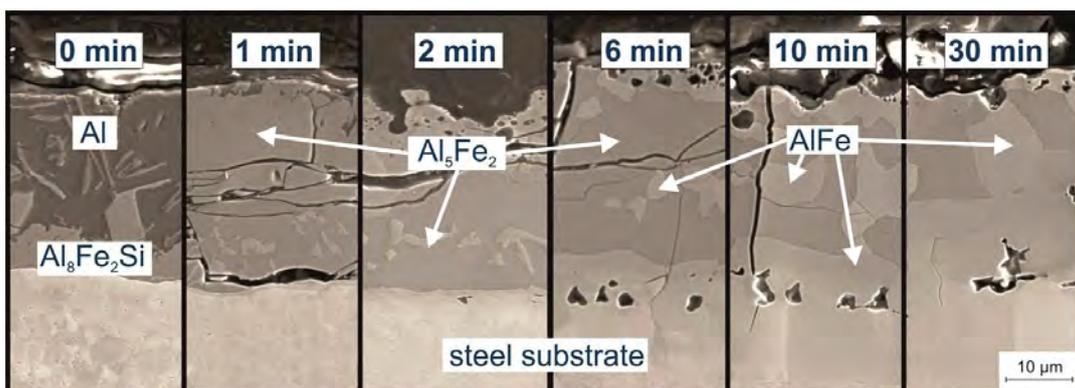
Auf Grundlage dieser Ergebnisse musste die Zielsetzung „die Schichten vor dem Fügeprozess zu konditionieren“ formuliert werden. Dabei sind die Zielsetzungen von AS-Schicht und GP-Schicht zu unterscheiden. Bei der AS-Schicht müssen vor dem thermischen Fügeprozess sowohl die spröden und rissbehafteten Schichtanteile als auch die Oxide abgetragen/umgewandelt werden. Weil die GP-Schicht nach der Presshärtung keine Risse aufweist müssen hier nur die Oxide auf der Oberfläche abgetragen werden. Um eine Optimierung der Schichtcharakteristik zu ermöglichen und die Untersuchung des Ausgangszustandes abzuschließen wurde die Phasenentwicklung in der Schicht während des Austenitisierens im Presshärtevorgang untersucht.

### ***Phasenbildungskinetik in den Schichten***

Um die Phasenbildung in der AS-Schicht zu charakterisieren, wurden die AlSiFe-beschichteten und nicht pressgehärteten 22MnB5-Blechstücke für unterschiedliche Zeiten bei 920°C (Standardtemperatur des Presshärtevorgangs) austenitisiert. Die Phasenzusammensetzung in der Schicht nach den unterschiedlichen Austenitisierungszeiten wurde anschließend mittels Phasenanalyse durch Synchrotronstrahlung sowie EBSD ausgewertet. In **Bild 4** und **Bild 5** sind die Ergebnisse der Phasenanalyse sowie die zugehörige rasterelektronenmikroskopischen Aufnahme der Schichten dargestellt.



**Bild 4:** Auswertung der Synchrotronuntersuchungen nach unterschiedlicher Austenitisierungszeit bei 920°C



**Bild 5:** Schichtzusammensetzung in Abhängigkeit der Austenitisierungszeit bei 920°C

Nach dem Aufbringen der ASi10Fe3-Beschichtung mittels Schmelztauchen variiert die Dicke der Schicht (als AS140 bezeichnet) zwischen 25 und 35 µm. An der Grenzfläche zum Stahlsubstrat hat sich ein 5-10 µm dicker intermetallischer Phasensaum ausgebildet. In der Schicht sind die intermetallischen Phasen  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ ,  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  und  $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ , wobei die Phase

$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  mit über 60 Vol.-% den größten Volumengehalt aufweist. Während des Austenitisierens im Presshärteprozess diffundiert Eisen in die AS-Schicht und Aluminium aus der Schicht heraus in das Stahlsubstrat 22MnB5. Dies hat mit zunehmender Austenitisierungszeit einen steigenden Eisenanteil in der Schicht zur Folge. Die  $\text{AlSiFe}$ -Schicht wandelt mit steigendem Eisenanteil, ausgehend von der Schicht-Stahl-Grenzfläche, in intermetallische Al-Fe Phasen um. Dabei wächst die Phase  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  aufgrund ihrer hohen Fehlstellendichte schneller als die anderen intermetallischen Al-Fe-Verbindungen. Nach einer Austenitisierungszeit  $t_{\text{AUS}} = 2$  min ist die Schicht vollständig in intermetallische Phasen umgewandelt. Zu diesem Zeitpunkt besteht die Schicht hauptsächlich aus der Phase  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  sowie Ausscheidungen der ternären Phase  $\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_3$ . Bei längerer Austenitisierungszeit nimmt der Eisenanteil aufgrund der zuvor beschriebenen Diffusionsprozesse an der Schicht-Stahl Grenzfläche weiter zu. Ab einer Zeit von  $t_{\text{AUS}} = 4$  min wird die eisenreiche Phase  $\text{AlFe}$  in der Schicht gebildet, deren Volumengehalt mit längerer Haltezeit zunimmt (**Bild 6**). Die Phasenumwandlungen in der Schicht kann wie folgt zusammengefasst werden:



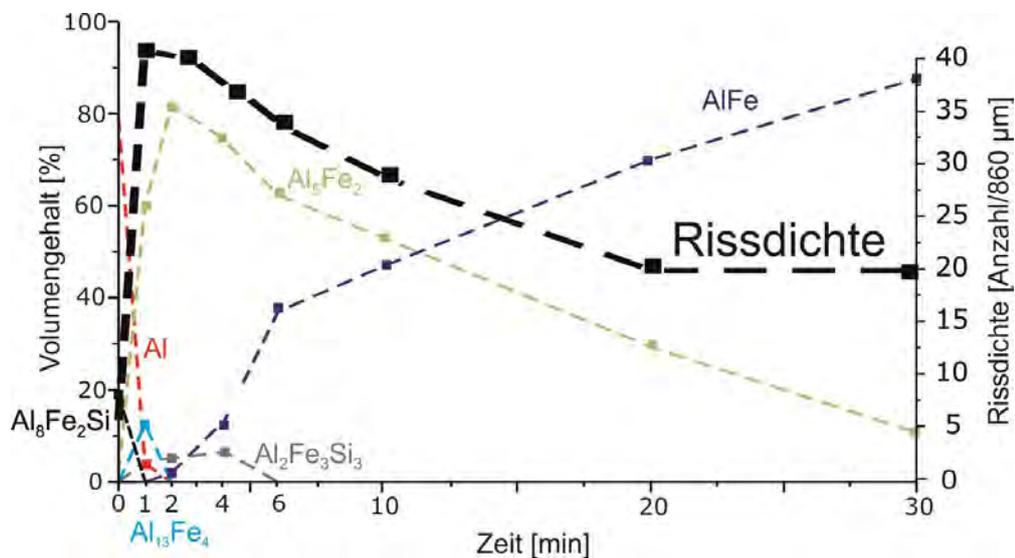
Nach einer Austenitisierungszeit von  $t_{\text{AUS}} = 6$  min bei  $920^\circ\text{C}$ , was den Standardparametern des Presshärteprozesses entspricht, können in der Schicht die Phasen  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  (ca. 60 Vol.-%) und  $\text{AlFe}$  (ca. 40 Vol.-%) quantitativ ermittelt werden. Es ist weiterhin zu erkennen, dass die Rissdichte in Richtung längerer Austenitisierungszeit abnimmt. Um die Ursache für dieses Verhalten bewerten zu können wurden die mechanischen Eigenschaften der intermetallischen Phasen mit den größten Volumenanteilen bestimmt und sind in **Tabelle 2** zusammengefasst.

**Tabelle 2:** Vickershärte, E-Modul und Bruchzähigkeit der intermetallischen Phasen mit den höchsten Volumengehalten in der AS140 Schicht

Chemie	Vickershärte [HV0,03]	E-Modul [GPa]	Bruchzähigkeit [MPa√m]
$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$	$873 \pm 105$	$159 \pm 19$	-
$\text{Al}_5\text{Fe}_2$	$1133 \pm 83$	$174 \pm 6$	0,06-1,2
$\text{AlFe}$	$521 \pm 36$	$168 \pm 28$	$26^1$

<sup>1</sup>: Literaturwert

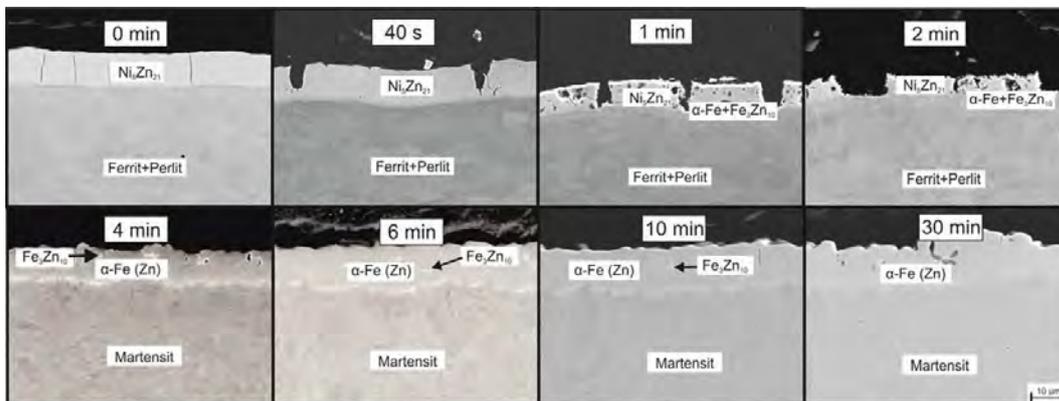
Den Untersuchungen ist zu entnehmen, dass die Phase  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  eine deutlich geringere Bruchzähigkeit als die Phase  $\text{AlFe}$  aufweist. Aufgrund der unterschiedlichen mechanischen und physikalischen Eigenspannungen der intermetallischen Phasen und des Stahlsubstrates werden bei der Presshärtung (Umformung und schnelle Abkühlung) Eigenspannungen in der Schicht ausgebildet. Diese haben besonders bei den Phasenbestandteilen mit niedriger Bruchzähigkeit ( $\text{Al}_5\text{Fe}_2$ ) Risswachstum zur Folge. **Bild 6** zeigt, dass die Rissdichte in der Schicht mit zunehmender Austenitisierungszeit und somit höherem Volumengehalt der duktileren Phase  $\text{AlFe}$  abnimmt.



**Bild 6:** Phasenvolumenanteile und Rissdichte in Abhängigkeit der Austenitisierungszeit bei  $920^\circ\text{C}$

Analog zur Analyse der Phasenbildungskinetik in der AS-Schicht wurde diese auch für die GP-Schicht mittels Synchrotronstrahlung und EBSD analysiert. Die GP-Schicht ( $\text{ZnNi}_{10}$ ) wird vor dem Presshärten galvanisch aufgebracht. Dabei bildet sich in der Schicht die intermetallische Phase  $\text{Ni}_5\text{Zn}_{21}$  aus (**Bild 7**). Während des Austenitisierens im Presshärteprozess wandelt diese Phase aufgrund von Eisendiffusion aus dem Stahl in die Schicht in  $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$  und  $\alpha\text{-Fe}(\text{Zn},\text{Ni})$  um. Bei kurzen Austenitisierungszeiten unterhalb von  $t_{\text{AUS}} = 2$  min kommt es beim Abschrecken der austenitisierten Proben noch zum Abplatzen der Phase  $\text{Ni}_5\text{Zn}_{21}$  infolge von thermischen Spannungen. Nach der industriell genutzten Wärmebehandlung von  $t_{\text{AUS}} = 6$  min bei  $T_{\text{AUS}} = 880^\circ\text{C}$  ist die Schicht nach dem Abschrecken frei von Rissen. Dies ist auf die fast vollständige Umwandlung der Schicht in die duktilere Phase  $\alpha\text{-Fe}(\text{Zn},\text{Ni})$  nach  $t_{\text{AUS}} = 6$  min zurückzuführen. Somit ist eine Konditionierung der Phasenzusammensetzung der Schicht nicht notwendig. Eine Reinigung der oxidierten Schichtoberfläche vor dem Fügeprozess ist

jedoch erforderlich um die Benetzung der Blechoberfläche durch das Lot und somit eine ausreichend hohe Haftzugfestigkeit zu gewährleisten.



**Bild 7:** Phasenbildung und -wachstum in der GP-Schicht in Abhängigkeit der Austenitisierungszeit bei einer Temperatur von 880°

### ***Anpassung der Schichtzusammensetzung im AS-Schichtsystem***

Mit zunehmendem Volumengehalt der eisenreichen Phase AlFe nahm die Rissdichte in der AS-Schicht nach dem Abschrecken bei der Härtung des Stahlsubstrates 22MnB5 ab. Aus den ersten Lotversuchen (**Bild 3**) ging hervor, dass die Lotungen in der rissbehafteten Schicht versagten. Daher wurde die Zielsetzung formuliert die Rissdichte in der Schicht durch eine angepasste Wärmebehandlung zu verringern. Wie in **Bild 5** dargestellt kann die Rissdichte durch eine Erhöhung der Austenitisierungszeit bereits deutlich gesenkt werden. Jedoch wären Austenitisierungszeiten von über 30 min notwendig, um die Schicht vollständig in die duktilere Phase AlFe umzuwandeln. Damit verbunden wäre zudem eine Verringerung der mech. Eigenschaften des Stahlsubstrates als Folge von Kornvergrößerung, was mittels EBSD-Korngrößenuntersuchungen durch Ausmessen der ehemaligen Austenitkorngröße und dem Vergleich der Festigkeiten durch nachfolgend durchgeführte Zugversuche bestätigt werden konnte. Auch sind Austenitisierungszeiten von 30 min wirtschaftlich nicht umsetzbar. Daher wurden alternative Möglichkeiten untersucht, um die Formation der Phase AlFe zu beschleunigen. Dazu wurde zunächst die Austenitisierungstemperatur erhöht, da dies nach der Arrhenius-Gleichung eine Beschleunigung der Diffusionsprozesse und somit schnellere Phasenumwandlungen hin zur eisenreichen Phase AlFe zur Folge hat. Weiterhin wurde in einer weiteren Versuchsreihe die Schichtdicke verringert um die Diffusionswege von Eisen und Aluminium in der Schicht zu verkürzen. Abschließend wurde der Siliziumgehalt der Schicht ge-

senkt, da aus internationaler Literatur bekannt ist, dass Silizium die Diffusionsgeschwindigkeit der Elemente in der Schicht senkt. Somit sollte die Eisenanreicherung der Schicht bei geringerem Si-Gehalt weniger gehemmt werden.

Die Untersuchungen wurden durch Berechnungen und Diffusionssimulationen im Gleichgewicht unterstützt. Dazu fand das Softwarepaket ThermoCalc und Dictra Anwendung. Mit hinterlegten thermodynamischen Daten wurde das binäre System Fe-Al in Abhängigkeit der Temperatur abgebildet. Dazu mussten jedoch die thermodynamischen Datenbanken mittels des PARROT-Moduls angepasst werden. Um das System Fe-Al abzubilden konnte hier auf die Kompetenzen des ICAMS zurückgegriffen werden, das entsprechende Änderungen in der thermodynamischen Datenbank (Implementierung mehrerer Al-Fe-reicher Phasen) vorgenommen haben. Auch erfolgte die Abbildung der AlFe-Phasenbildung an der Grenzfläche Stahl-AS-Beschichtung mittels des Programms DICTRA. DICTRA erlaubt die Berechnung von Diffusionsprofilen und die damit verbundene Bildung neuer Phasen. Konnten einfache Berechnungen im System Fe-Al durchgeführt werden, konnten diese Ergebnisse jedoch nicht auf den realen Anwendungsfall übertragen werden. Der Grund für diesen Umstand ist einerseits in der mäßigen thermodynamischen Datenlage des ternären Systems Al-Si-Fe und andererseits in der Berücksichtigung des Elementes Si in den Mobilitätsdatenbanken zu finden. Aus diesem Grund konnten die Berechnungen die Realität nicht abbilden. Dennoch lieferten die Berechnungen mit dem Wissen der Abweichungen zum realen Verhalten erste Aufschlüsse über mögliche Anpassungsmaßnahmen zur gezielten Beeinflussung der Phasenausbildung in der AS-Schicht in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung, der Zeit und der Temperatur.

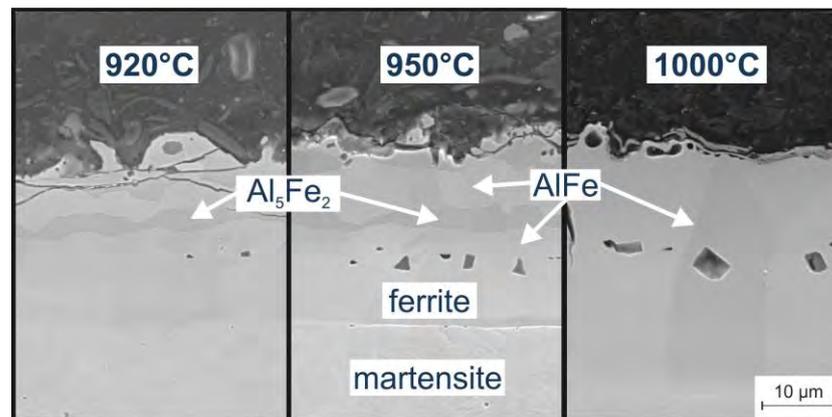
#### *Einfluss der Austenitisierungstemperatur*

Die Arrhenius-Beziehung beschreibt die Reaktionsgeschwindigkeitskonstanten K in Abhängigkeit der Temperatur T und der Aktivierungsenergie E:

$$K = A \cdot e^{[-E/(R \cdot T)]}$$

Der mittlere Diffusionsweg  $x$  ergibt sich zu  $x = (2Kt)^{0,5}$ . Dies bedeutet, dass die Temperatur T einen exponentiellen und die Zeit t einen linearen Einfluss auf die Diffusionsgeschwindigkeit der Elemente hat. Bei einer Austenitisierungstemperatur von 1000°C und der Austenitisierungszeit von 6 min ( $t_{\text{AUS}}$  im industriellen Prozess) wird eine vollständige Umwandlung der Schicht in die duktilere Phase AlFe erreicht (**Bild 8**). Die Rissdichte in der Schicht kann auf diese Weise stark gesenkt werden. Jedoch ist die Schicht nicht vollständig rissfrei. Auch ist

eine erhöhte Austenitisierungstemperatur mit verstärktem Kornwachstum im Presshärtestahl 22MnB5 verbunden. Dies hat zur Folge, dass Streckgrenze und Bruchzähigkeit des 22MnB5 sinken (**Tabelle 3**).



**Bild 8:** Schichtzusammensetzung in Abhängigkeit der Austenitisierungstemperatur bei  $t_{\text{AUS}} = 6 \text{ min}$

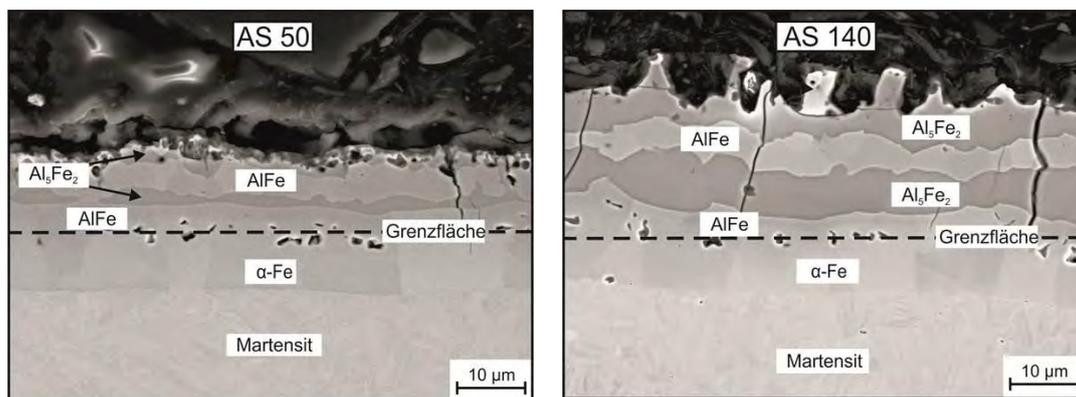
**Tabelle 3:** Mechanische Eigenschaften des Stahls 22MnB5 in Abhängigkeit der Austenitisierungstemperatur

Austenitisierungstemperatur	$R_{p0,2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	A [%]
920°C	1240-1260	1610-1630	6,4-7,6
950°C	1210-1270	1600-1610	6,5-7,0
1000°C	1170-1270	1610-1630	4,8-6,9

#### *Einfluss der Schichtdicke*

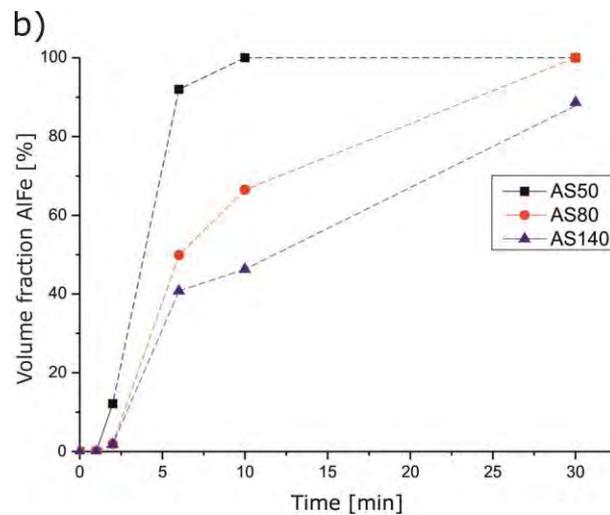
Um zu vermeiden, dass die mechanischen Eigenschaften des Stahlsubstrates durch eine Erhöhung der Austenitisierungstemperatur beeinträchtigt werden, wurde bei den zurzeit industriell genutzten Wärmebehandlungsparametern (Austenitisierungszeit  $t_{\text{AUS}} = 6 \text{ min.}$ , Austenitisierungstemperatur  $T_{\text{AUS}} = 920^\circ\text{C}$ ) die Schichtdicke variiert. Zwar liegt bei allen Schichtdicken ein analoger Stofftransport zu dem Zeitpunkt  $t = 0 \text{ min}$  und  $T = 920^\circ\text{C}$  zugrunde, jedoch haben die geringeren maximalen Diffusionswege der dünneren Schichten eine schnellere Eisen-Sättigung der Schicht zur Folge. Im Rahmen des Projektes wurden Schichten der Dicke 8-12 µm (AS50), 3-17 µm (AS80) und 25-35 µm (AS140) untersucht. In **Bild 9** sind die Schichtzustände der dünnen AS50 Schicht der Standard-AS140 Schicht ge-

genübertgestellt. Es ist zu erkennen, dass die AS50-Schicht nach  $t_{\text{AUS}} = 6$  min zu großen Volumengehalten in die Phase AlFe umgewandelt werden kann. Weiterhin ist die Schicht nahezu rissfrei (**Bild 9, Bild 10**).

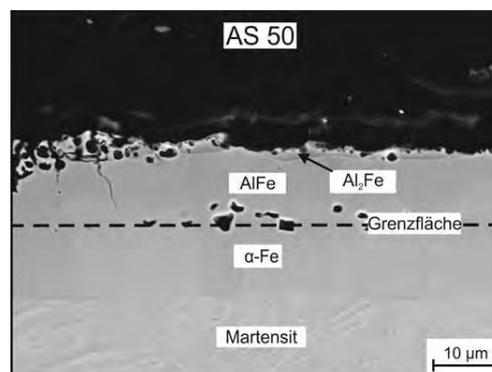


**Bild 9:** Schichtzusammensetzung in Abhängigkeit der Schichtdicke bei  $t_{\text{AUS}} = 6$  min und  $T_{\text{AUS}} = 920^\circ\text{C}$

Auch bei einer Reduzierung der Schichtdicke auf 8-12  $\mu\text{m}$  (AS50) kann nach  $t_{\text{AUS}} = 6$  min bei  $T_{\text{AUS}} = 920^\circ\text{C}$  jedoch keine vollständige Umwandlung der Schicht in AlFe erreicht werden. Die geringere Rissdichte der dünneren Schicht ist neben dem höheren Volumengehalt der Phase AlFe im Vergleich zur AS140 Schicht auch auf geringe Eigenspannungen infolge der Schichtdicken zurückzuführen. Eine zusätzliche Erhöhung der Austenitisierungszeit auf  $t_{\text{AUS}} = 10$  min in Kombination mit einer Schichtdicke von 8-12  $\mu\text{m}$  (AS50) ermöglicht dagegen eine beinahe vollständige Umwandlung der Schicht in AlFe, in der nur noch vereinzelt Risse gebildet werden (**Bild 11**). An dieser Stelle wäre die Verwendung von noch dünneren Schichten zielführend, um die sich bildenden Schichteigenspannungen weiter reduzieren zu können. Es war den Projektpartnern jedoch prozesstechnisch nicht möglich dünnere AlSiFe-Schichtsysteme reproduzierbar in einer Großanlage herzustellen.



**Bild 10:** Volumengehalt der Phase AlFe bei unterschiedlicher Schichtdicke in Abhängigkeit der Austenitisierungszeit ( $T_{AUS} = 920^{\circ}\text{C}$ )



**Bild 11:** Phasenzusammensetzung der AS50 Schicht nach Austenitisieren für  $t_{AUS} = 10$  min. bei  $T_{AUS} = 920^{\circ}\text{C}$

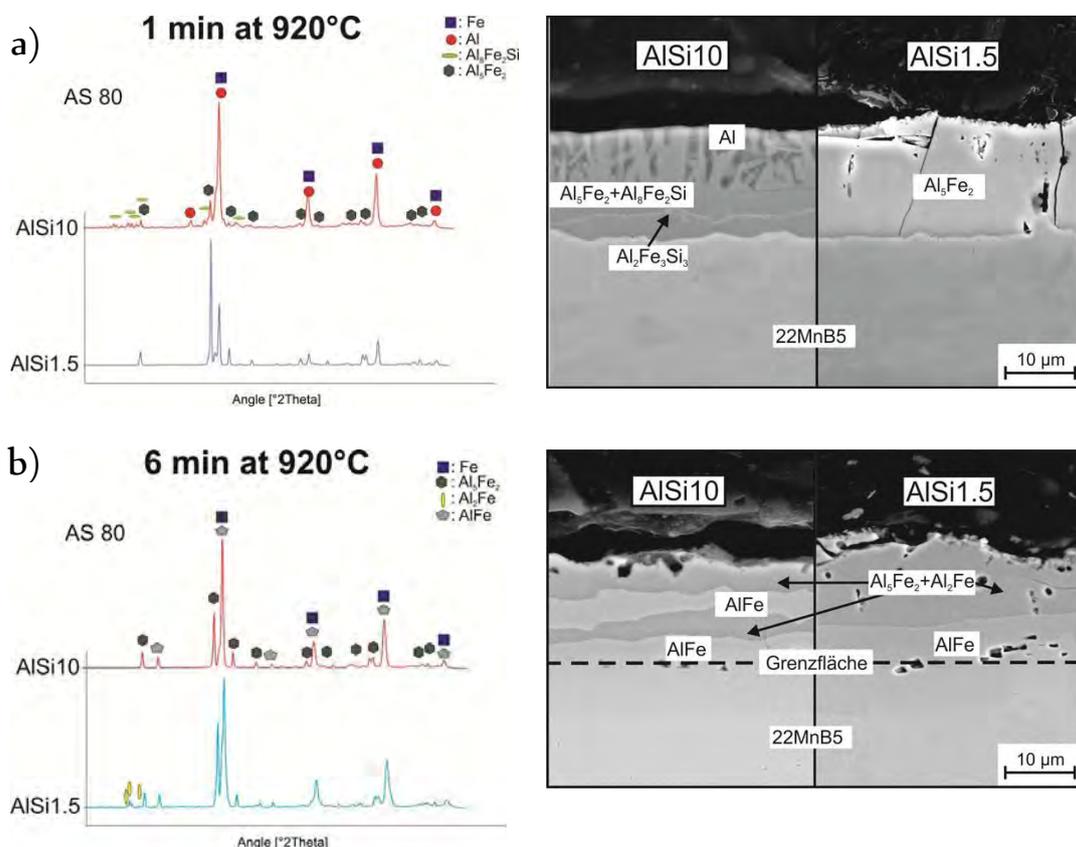
### *Einfluss des Si-Gehaltes*

Aus zahlreichen Untersuchungen unter Berücksichtigung der internationalen Literatur ist bekannt, dass durch die Zugabe von Silizium in Aluminiumschichten die Diffusionsgeschwindigkeit anderer Elemente (wie Eisen) sowie die Bildung intermetallischer Phasen gehemmt werden. Speziell das Wachstum der spröden intermetallischen Phase  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  wird als Folge der Besetzung von Leerstellen im Kristallgitter durch Silizium behindert. Um eine Beschleunigung der Umwandlung der Schicht in die eisenreiche duktile Phase AlFe zu erreichen, ist eine

Hemmung der Diffusionsgeschwindigkeit von Aluminium und Eisen in den intermetallischen Phasen jedoch kontraproduktiv. Entsprechend soll dieser Effekt durch eine Senkung des Si-Gehaltes auf 1,5 Massen% verringert werden und eine schnellere Umwandlung der Schicht in die Phase AlFe erreicht werden. Dazu wurden bei einer Schichtdicke von 15-18  $\mu\text{m}$  (AS80) Versuche mit 1,5 und 10 Massen% Si (AlSi1.5 – AlSi10) durchgeführt.

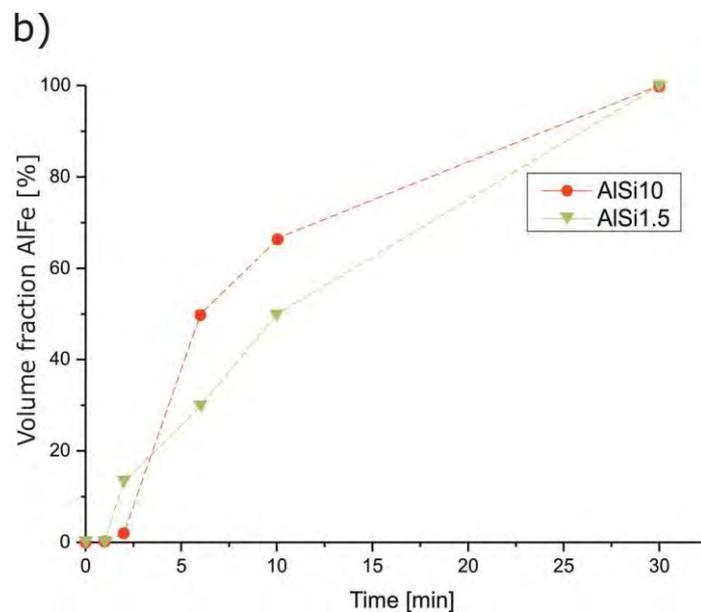
Die Phasenausbildung in der ersten Minute der Austenitisierung ist in **Bild 12a** für die unterschiedlichen Siliziumgehalte gegenübergestellt. Es ist zu erkennen, dass die Schicht bei einem Si-Gehalt von 10 Massen% nach dieser Zeit noch nicht vollständig in intermetallische Phasen umgewandelt ist. Die Phasenidentifikation erfolgte erneut mittels der Diffraktometrie unter Verwendung von Synchrotronstrahlung und EBSD. Die Schicht mit einem Si-Gehalt von 1,5 Massen% ist nach  $t_{\text{AUS}} = 1$  min dagegen vollständig in intermetallische Phasen umgewandelt. Dieses Ergebnis steht im Einklang mit den Ergebnissen der Literatur, die eine schnellere Diffusion der Elemente Aluminium und Eisen in der Schicht bei geringerem Si-Gehalt beschreibt. Dies hat entsprechend eine schnellere Umwandlung der metallischen Al-Schicht in intermetallische Phasen zur Folge. In **Bild 12b** ist die Schicht nach den industriell im Presshärteprozess verwendeten Austenitisierungsparametern ( $t_{\text{AUS}} = 6$  min bei  $T_{\text{AUS}} = 920^\circ\text{C}$ ) dargestellt. Entgegen der Erwartungen, ist der Volumengehalt der duktileren Phase AlFe in der Schicht mit geringerem Si-Gehalt niedriger als in der Schicht mit 10 Massen% Si. Stattdessen sind in der AlSi1,5Fe3 Schicht große Volumengehalte der Phase  $\text{Al}_2\text{Fe}$  nachzuweisen, die in der Literatur ebenfalls als spröde Phase beschrieben wird. Nachfolgend werden die Phasenumwandlungen in den Schichten mit unterschiedlichem Si-Gehalt detaillierter beschrieben. Während der ersten 2 min der Austenitisierung wandelt die Schicht mit geringerem Si-Gehalt schneller in die spröden intermetallischen Phasen vom Typ  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  und  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  um. Eine Bildung von ternären Phasen vom Typ  $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  oder  $\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_3$  kann bei dem Si-Gehalt von 1,5 Massen% nicht nachgewiesen werden. Das Element Silizium wird hier vollständig in den zuvor genannten Fe- und Al-reichen  $\text{Al}_x\text{Fe}_y$ -Phasen gelöst oder bildet Oxide nahe der Stöchiometrie  $\text{SiO}_2$ . Die Abwesenheit der ternären Phase  $\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_3$ , die bei der 10 Massen% haltigen AS-Schicht gebildet wird, konnte als zentraler Grund für die langsamere Umwandlung in AlFe bei geringerem Si-Gehalt identifiziert werden. Bei der AlSi10 Schicht wandelt diese Phase nach einer Zeit von ca. 4 min in die Phase AlFe um. Bei längerer Austenitisierungszeit wächst die Phase AlFe dann sowohl von der in der Mitte der Schicht durch Umwandlung aus  $\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_3$  gebildeten AlFe-Schicht, als auch ausgehend von der Grenzfläche zum Stahlsubstrat 22MnB5. Da der geringere Si-Gehalt von 1,5 Massen% vollständig in  $\text{Al}_x\text{Fe}_y$ -Phasen gelöst wird und in diesem Fall die Bildung einer  $\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_3$ -

Schicht ausbleibt, wächst hier die Phase AlFe nur von der Grenzfläche 22MnB5-AS80 Schicht aus. Entsprechend nimmt der Anteil der Phase AlFe langsamer zu (**Bild 13**). Als weiterer Grund für die schnellere Umwandlung der 10 Massen% Si haltigen Schicht in AlFe ist die Löslichkeit von Si in den intermetallischen Phasen anzuführen. Während die intermetallische Phase  $Al_5Fe_2$  einen Si-Gehalt von bis zu 5 Massen% lösen kann werden in der Phase AlFe bis zu 12 Massen% Si gelöst. Der höhere Si-Gehalt von 10 Massen% kann somit nicht in der Phase  $Al_5Fe_2$ , wohl aber in AlFe gelöst werden. Daher stabilisiert der höhere gelöste Gehalt an Si die Phase AlFe und führt zu einer schnelleren Umwandlung von  $Al_5Fe_2$  in AlFe.



**Bild 12:** a) Ergebnisse der Beugungsexperimente mit Synchrotronstrahlung und Phasenlokalisierung im Querschnitt der Schicht mittels EBSD nach 1 min bei 920°C, b) Ergebnisse der Beugungsexperimente mit Synchrotronstrahlung und Phasenlokalisierung im Querschnitt der Schicht mittels EBSD nach 6 min bei 920°C

Zusammenfassend kann die Phasenumwandlung AlSi-Schicht in AlFe während des Austenitisierens in zwei Prozesse unterteilt werden, in denen das Element Si einen unterschiedlichen Einfluss hat. In den ersten 2 min wird die Umwandlung der Schicht in intermetallische Phasen vom Typ  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  und  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  durch Erniedrigung des Si-Gehaltes beschleunigt. Nach vollständiger Umwandlung der Schicht in vornehmlich die Phase  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  läuft die Umwandlung in AlFe dagegen bei geringerem Si-Gehalt langsamer ab. Somit konnte das Ziel der Beschleunigung der Umwandlung in AlFe durch Erniedrigung des Si-Gehaltes nicht erreicht werden. Gegenteilig wurde sogar ein geringer Volumenanteil der Phase AlFe bei AlSi1,5 im Vergleich zu AlSi10 gebildet.



**Bild 13:** Phasenvolumengehalte der Phase AlFe in der AS Schicht in Abhängigkeit des Si-Gehaltes bei unterschiedlicher Austenitisierungszeit ( $T_{\text{Aus}}=920^\circ\text{C}$ )

Durch Anpassung der Wärmebehandlungsparameter konnte die Rissdichte in der AS-Schicht stark erniedrigt und somit die Schweißeignung deutlich verbessert werden. Erste Schweißversuche auf den konditionierten Schichten zeigten jedoch, dass eine zusätzliche Reinigung der Schichtoberfläche zum Abtrag von Oxiden und Verunreinigungen zwingend notwendig ist. Analog zu den AS-Schichten ist auch bei den GP-Schichten aufgrund der mehreren  $\mu\text{m}$  dicke Oxidschicht eine Oberflächenkonditionierung für den thermischen Fügeprozess erforderlich.

Aus diesem Grund wurden unterschiedliche Verfahren hinsichtlich ihrer Eignung zur Konditionierung der Schichtoberflächen untersucht. Diese wurden dazu thermisch mittels gepulstem Laser und Plasma, sowie mechanisch mittels Sandstrahlen bearbeitet. Die Versuche mittels

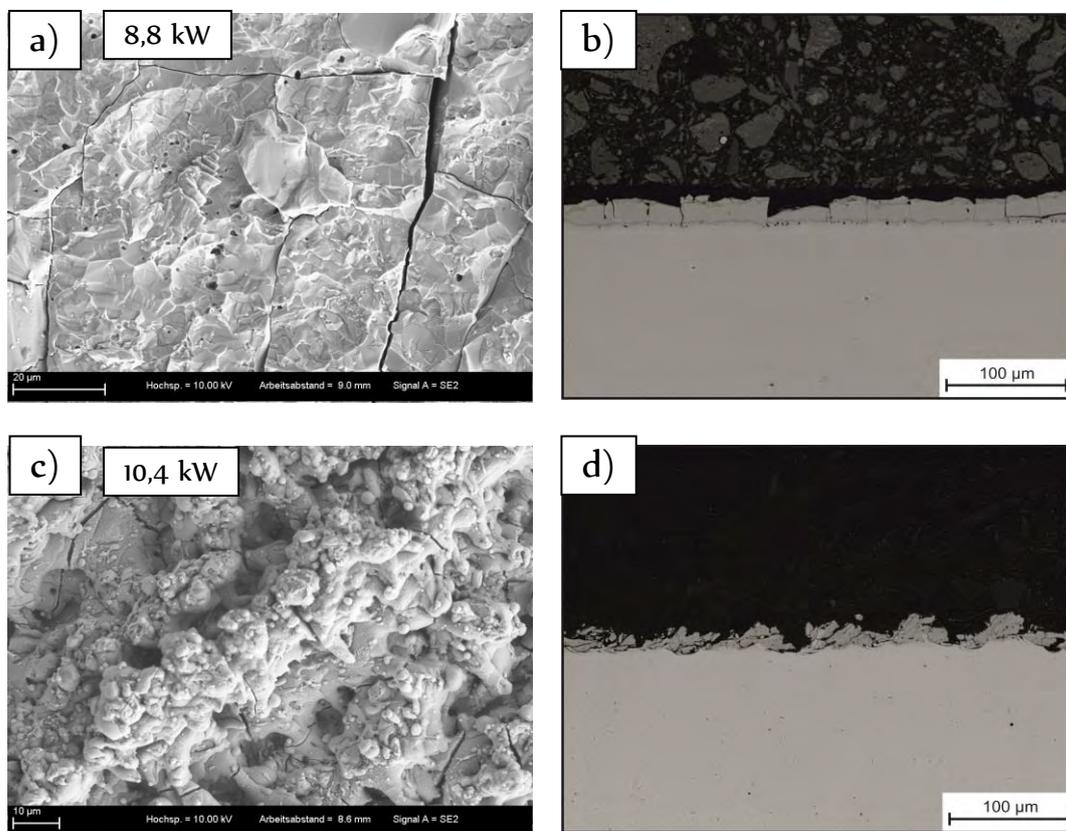
Laser erfolgten am BIAS, das Sandstrahlen an RUB, BIAS und bei Grillo, sowie der Plasmaabtrag an der BTU Cottbus-Senftenberg. Alle Proben wurden an der RUB untersucht. Die Ergebnisse zum Laserabtrag und Sandstrahlen wurden an der RUB auch vollständig ausgewertet und hier zusammengefasst. Die Ergebnisse zur Plasmareinigung wurden an der BTU Cottbus-Senftenberg vertieft ausgewertet, zusammengefasst und als Grundlage weitere Untersuchungen bewertet. Daher sei hinsichtlich der Eignung der Plasmareinigung an dieser Stelle auf den Bericht der BTU Cottbus-Senftenberg verwiesen.

### ***Laserreinigung***

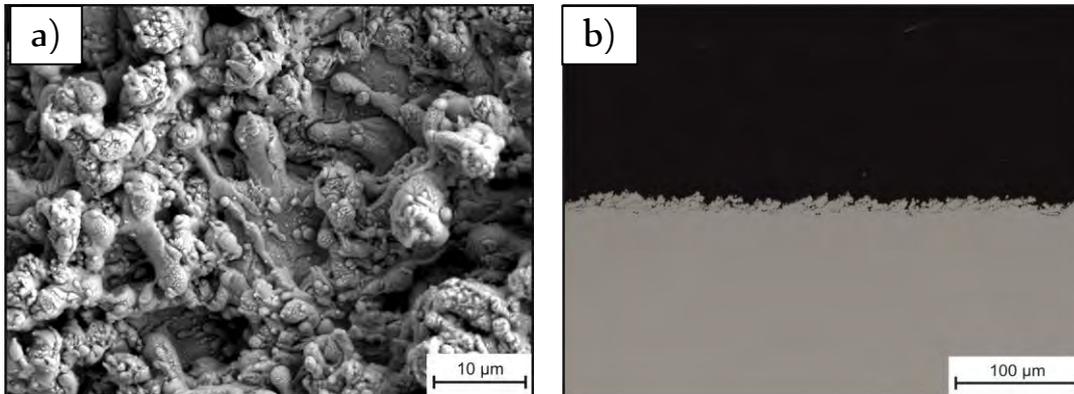
Eine Reinigung der Oberfläche mittels Laser würde die Möglichkeit eröffnen, die Reinigung in den eigentlichen Laserschweißprozess zu integrieren und somit einen zusätzlichen Arbeitsschritt ersparen. Am BIAS wurden daher in einer Parameterstudie Laserenergie, Pulsfrequenz und der Fokus eines 16 kW Lasers variiert. Untersucht wurde zunächst die Möglichkeit die AS-Schicht im industriell hergestellten Zustand von Oxiden und möglicherweise zusätzlich auch von spröden Schichtanteilen zu befreien. Aus den Untersuchungen geht hervor, dass der Einfluss von Fokus und Pulsfrequenz auf die Ausbildung/Reinigung der Schichtoberfläche vernachlässigbar ist. Der Zustand der Schichtoberfläche nach der Laserreinigung hängt zentral von der genutzten Laserenergie ab.

Der Oxid-/Schichtabtrag mittels Laser erfolgt durch die lokal eingebrachte Lasererwärmung und ein schnelles Aufheizen und Abkühlen des Gefüges an der Oberfläche. Die thermisch beeinflussten Gefügebereiche können einerseits durch Thermoschock oder andererseits durch die Ausbildung von hohen thermischen Eigenspannungen delaminieren. **Bild 14** zeigt exemplarisch die Oberfläche der AS-Schicht für die verwendeten Laserenergien von 8,8 und 10,4 kW bei einer Frequenz von 15 kHz. Bei der Verwendung geringerer Laserleistungen (kleiner 8 kW) erfolgt kein Abtrag der Oxidschicht oder anderer Schichtbestandteile. Bei einer Laserenergie von 8,8 kW können die Oxide größtenteils abgetragen werden. Zusätzlich werden außerdem Teile der spröden AS-Schicht ausgebrochen. Dies erfolgt durch partielles Delaminieren entlang der spröden Phase  $Al_5Fe_2$ . Die Schichtdicke nimmt somit ab. Es verbleiben jedoch spröde, rissbehaftete Schichtbestandteile der Schicht. Bei weiter erhöhter Laserenergie (10,4 kW) wird die Schichtoberfläche vollständig umgeschmolzen und bildet ein dicht-haftendes Oxidgerüst aus. Ein vollständiger Abtrag der AS-Schicht inklusive der Oxide konnte somit mittels Laserabtrag nicht erreicht werden.

Analog zu den AS-Schichten (AlSi) wurde auch bei den GP-Schichten (ZnNi) die Oberfläche mittels gepulsten Lasers konditioniert. Auch hier wurden die Laserleistung sowie die Pulsfrequenz variiert. **Bild 15** zeigt, dass ein kleiner Volumengehalt der GP-Schicht bei der Laserreinigung abgetragen wird. Es werden jedoch aufgrund des Wärmeeintrages in die Schicht neue Oxide an der Oberfläche ausgebildet. Gemäß EDX-Messungen handelt es sich dabei um Fe-reiche Oxide. Somit hat der hohe Energieeintrag durch den Laser an der Oberfläche wahrscheinlich ein Abdampfen von Zn und Ni zur Folge. In der Folge reagiert verstärkt das Eisen an der Schichtoberfläche mit der Umgebungsatmosphäre zu Fe-reichen Oxiden.



**Bild 14:** a) Oberfläche der AS-Schicht bei 8,8 kW, b) Querschnitt der AS-Schicht bei 8,8 kW, c) Oberfläche der AS-Schicht bei 10,4 kW, d) Querschnitt der AS-Schicht bei 10,4 k



**Bild 15:** a) Oberfläche der GP-Schicht bei 10,4 kW, b) Querschnitt der GP-Schicht bei 10,4 kW

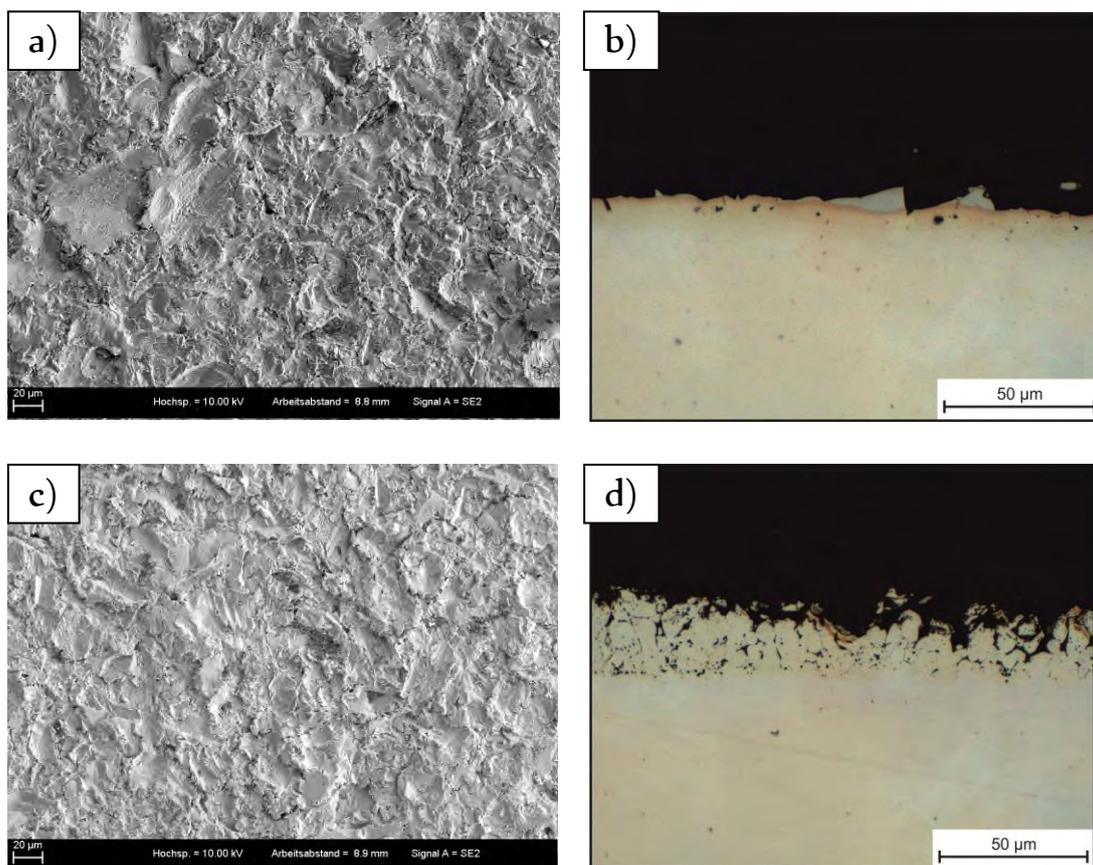
### **Sandstrahlen**

Aufgrund der Tatsache, dass die spröden Schichtanteile und Oxide nicht vollständig mittels Laserreinigung abgetragen werden konnten, fand als alternatives Verfahren das Sandstrahlen Anwendung. Das Sandstrahlen erfolgte in einem Handprozess unter Verwendung des Abrasivs  $\text{SiO}_2$  (90-355  $\mu\text{m}$ ) bei einem Druck von 3 bar. Bei den AS-Schichten bewirkt das Sandstrahlen ein vollständiges Ablösen der Oxidhäute, was mit EDX-Messungen bestätigt werden konnte (**Bild 16a+b**). Weiterhin werden auch die spröden Schichtanteile fast vollständig abgetragen. Die Ablösung der Al- und Si-reichen Oxide und der spröden intermetallischen Schichtanteile ist auf die geringe Bruchzähigkeit der darunterliegenden Phasen (speziell  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$ ) zurückzuführen. Die intermetallischen  $\text{Al}_x\text{Fe}_y$ -Phasen besitzen ein geringes plastisches Formänderungsvermögen und reagieren auf die einschlagenden  $\text{SiO}_2$ -Partikel mit einem spröden Versagen durch Abplatzen. Die spröden Schichtanteile der AS-Schicht werden dabei nicht vollständig bei einmaligem Aufprallen der Abrasivpartikel, sondern schichtweise abgetragen (**Bild 17**). Aus diesem Grund war ein mehrfaches Strahlen der Oberfläche notwendig. Nach dreimaligem Sandstrahlen der Schichtoberfläche konnten die spröden Schichtanteile nahezu vollständig abgetragen werden. Somit stellt das Sandstrahlen der AS-Schichten eine Möglichkeit zum Abtrag der spröden Schichtanteile und Oxide an der AS-Schichtoberfläche dar.

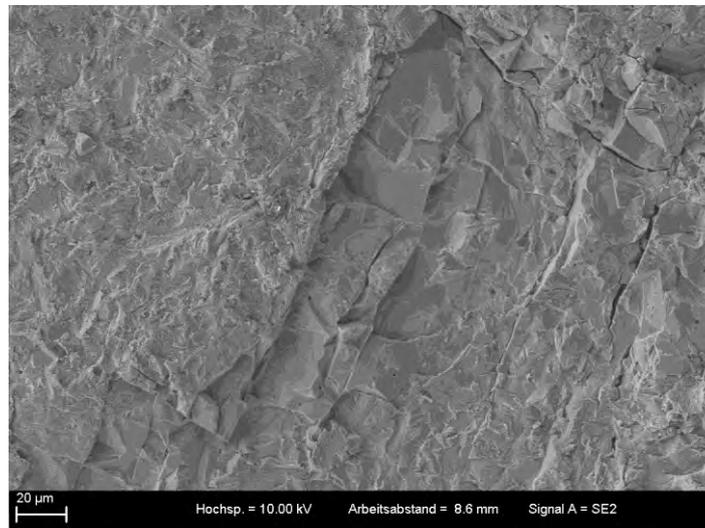
Analog wurde auch die Oberfläche der GP-Proben mit gleichen Parametern gereinigt. In **Bild 16c+d** ist zu erkennen, dass die Oberfläche nahezu vollständig von den Oxiden befreit wird. Dies wurde erneut durch EDX-Messungen bestätigt. GP-Schichtbestandteile werden durch

den Sandstrahlprozess nicht abgetragen. Die GP-Schicht ist nach der Presshärtung durch eine, im Vergleich zur AS-Schicht, duktilere Zn-, Ni-reiche Ferritschicht charakterisiert. Diese bricht aufgrund ihrer deutlich höheren Bruchzähigkeit nicht bei Aufprall der  $\text{SiO}_2$ -Partikel aus und wird somit mechanisch nicht abgetragen.

Das Sandstrahlen ermöglicht somit sowohl bei den AS- als auch bei den GP-Schichten einen Abtrag der Oxide/Verunreinigungen und spröden Schichtanteile. Beide Schichtsysteme sind nach der Sandstrahlung frei von Rissen und Oxiden.



**Bild 16:** a) Oberfläche der AS-Schicht nach dem Sandstrahlen, b) Querschnitt der AS-Schicht nach dem Sandstrahlen, c) Oberfläche der AS-Schicht nach dem Sandstrahlen, b) Querschnitt der AS-Schicht nach dem Sandstrahlen



**Bild 17:** Schichtweiser Abtrag der AS-Schicht beim Sandstrahlen

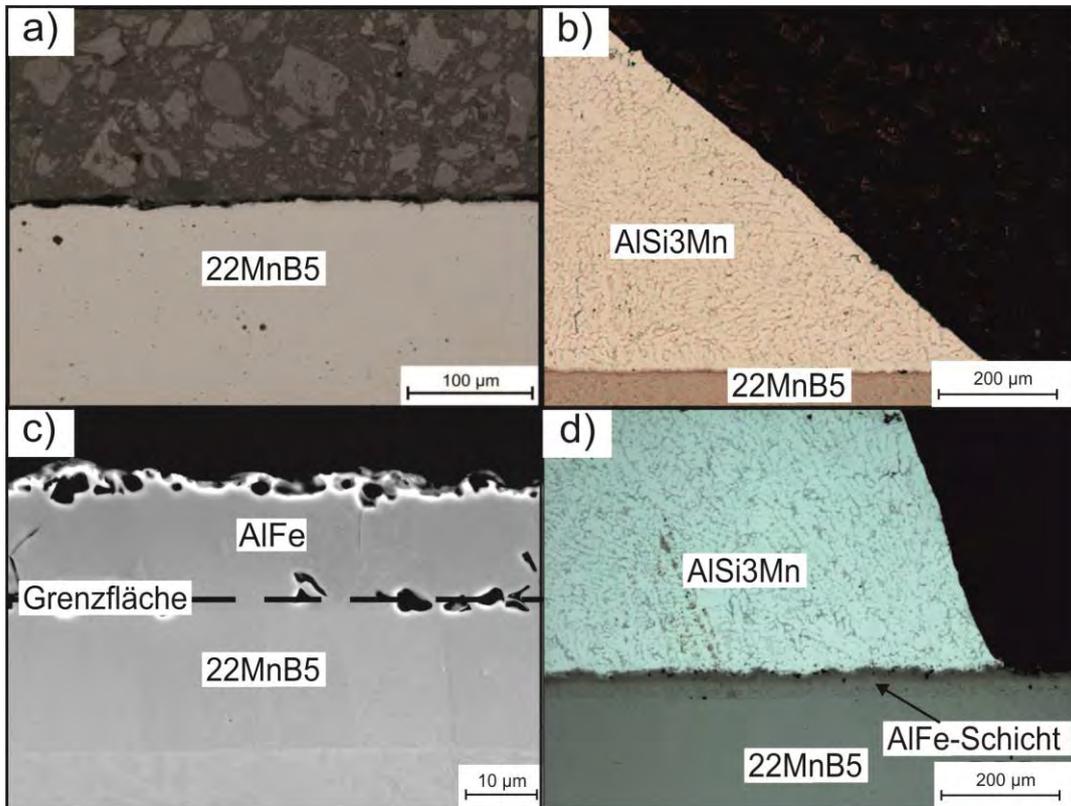
### ***Oxidbeseitigung mit Flussmittel***

Nach Konditionierung der Schichtoberfläche (Abtrag von Oxidschichten und spröden Schichtbestandteilen) wurden erneut Lötversuche durchgeführt. Ein Ablösen der Lotung auf der spröden AS-Schicht wie in **Bild 3a**, bzw. schlechte Benetzung auf der GP-Schicht wie in **Bild 3b** konnte durch die Konditionierung der Schicht verhindert werden. Jedoch erfolgte auch in diesem Zustand keine gleichmäßige Benetzung der Schichtoberflächen mit dem Lotwerkstoff. Auch bei Variation/Anpassung der Schweißparameter konnte keine gleichmäßige Ausbildung der Lotnaht gewährleistet werden. Dies ist darauf zurückzuführen, dass zwar durch den Reinigungsprozess die dicken Oxidschichten (im Presshärteprozess bei hoher Temperatur gebildet) abgetragen werden, sich aber nach dem Abtrag dünne neue Oxidschichten bilden. Aus der Literatur ist bekannt, dass auf Al- und Zn-Basis Schichten auch bei Raumtemperatur direkt nach dem Reinigungsprozess Oxide neu gebildet werden. Diese sind zwar nur wenige nm dick und waren auf der Oberfläche nicht eindeutig nachweisbar, wirken jedoch der Benetzung des Schweißzusatzwerkstoffes auf der Schicht entgegen. Aus diesem Grund wurde für den thermischen Fügeprozess im Rahmen des Projektes zusätzlich ein Flussmittel eingesetzt. Die Beseitigung von Oxiden durch Flussmittel ist ein gängiges Verfahren und findet bevorzugt beim Schweißen oder Löten von reaktiven Werkstoffen wie z.B. Aluminiumlegierungen Anwendung. Das Flussmittel übernimmt dabei die Aufgabe einerseits vorliegende Oxidhäute zu entfernen und andererseits die Bildung weiterer Oxide während des Fügeprozesses zu unterbinden. Im Rahmen einer Versuchsreihe wurden für die AS-, sowie

GP-Schicht in Abhängigkeit der verwendeten Fügeverfahren (Laser-, oder Lichtbogenfügeprozess) unterschiedliche Flussmittel klassifiziert. Auf Grundlage dieser Versuche wurden zunächst die Flussmittel AlFlux (AS-Schichtsystem) und FontArgen F400 NH (GP-Schichtsystem) als Standardflussmittel beim Laserschweißen und AlFlux für beide Schichtsysteme beim Lichtbogenschweißen, festgelegt (wurde in Parameterstudien im Fügeprozess noch teilweise variiert).

### ***Lotversuche auf konditionierter Schicht***

Wie zuvor vorgestellt konnte die Rissdichte in der AS-Schicht auf zwei Wege verringert werden. Einerseits konnten durch Sandstrahlen der Schichtoberfläche nach dem Presshärten die spröden Schichtanteile nahezu vollständig abgetragen werden. Alternativ ermöglicht eine Anpassung der Austenitisierungsparameter eine Umwandlung der Schicht in die duktilere Phase AlFe und eine Erniedrigung der Rissdichte. Auf Grundlage dieser Ergebnisse wurden von VW Bleche mit angepassten WB-Parametern pressgehärtet und am BIAS und von TKS erneut Lötversuche (unter Verwendung von Flussmittel) auf den auf diese Arten konditionierten Schichten (**Bild 18**) durchgeführt. Die Untersuchungen zeigen, dass sowohl auf die sandgestrahlte, als auch auf die umgewandelte Schicht, rissfrei gelötet werden konnte. Im Gegensatz zu den Lötversuchen auf der unbehandelten Schicht werden in den konditionierten Schichten aufgrund der Abwesenheit der spröden  $Al_5Fe_2$ -Phase ( $K_{IC} = 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) beim Abkühlen keine Risse ausgebildet. Die Untersuchungen zeigen jedoch, dass bei den mit angepasster Wärmebehandlung hergestellten 22MnB5-Blechen ein zusätzliches Sandstrahlen notwendig ist. Die Umwandlung der Schicht in AlFe ermöglicht zwar ein rissfreies Löten auf die Schicht, jedoch wird eine gute Benetzung der Oberfläche mit dem Lotwerkstoff durch die noch vorhandenen Oxide behindert. Aus diesem Grund war auch an dieser Stelle eine zusätzliche Reinigung mittels Sandstrahlen notwendig.



**Bild 18:** a) Sandgestrahlte Oberfläche des AS beschichteten 22MnB5, b) Grenzfläche zwischen sandgestrahltem, AS-beschichteten 22MnB5 Blech und AlSi3Mn-Zusatzwerkstoff, c) Durch angepasste WB vollständig in AlFe umgewandelte AS-Schicht, d) Grenzfläche zwischen, durch angepasste WB, in AlFe umgewandelter AS-Schicht und AlSi3Mn-Zusatzwerkstoff

Hinsichtlich der Oberflächenkonditionierung kann zusammengefasst werden, dass einzig nach dem Sandstrahlen der Oberflächen eine gute Benetzung und Anbindung des AS- oder GP-beschichteten Stahlsubstrates mit dem Schweißzusatzwerkstoff erreicht wurde. Auch bei einer Anpassung der Wärmebehandlungsparameter bei den AS-Schichten, ist ein zusätzliches Sandstrahlen erforderlich. Aus diesem Grund wurde für die folgenden Schweißversuche und Parameterstudien das Sandstrahlen als zusätzlicher Schritt der Oberflächenkonditionierung festgelegt. Weiterhin wurden alle Schweißversuche unter Verwendung von Flussmittel durchgeführt.

Die Konditionierung der Schichtoberfläche ist für den thermischen Fügeprozess aufgrund der notwendigen zusätzlichen Oberflächenreinigung nicht attraktiv. Jedoch liegt in der Umwand-

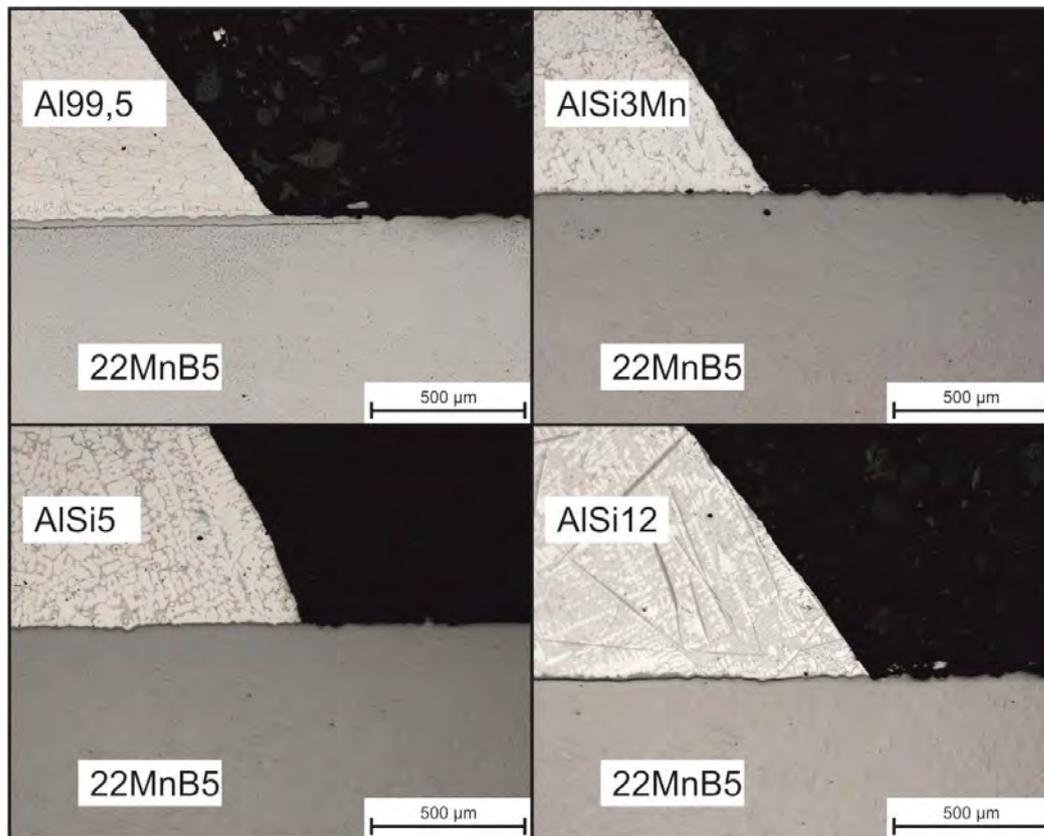
lung der spröden, rissbehafteten Schicht mit hoher Härte in duktilere und weichere Schichtbestandteile großes Potential zur Verbesserung des Presshärteprozesses. Die Produktivität des Presshärteprozesses hängt maßgeblich vom Verschleiß der verwendeten Umformwerkzeuge ab. Dieser ist vor allem auf die hohe Härte der AS-Schicht und das Ausbrechen von Schichtbestandteilen zurückzuführen. Diese brechen aufgrund der geringen Bruchzähigkeit und hohen Rissdichte in der Schicht aus, verbleiben als Abrasivpartikel zwischen den Werkzeugen und verursachen nachfolgend zusätzlichen Verschleiß. Bei Umwandlung der Schicht in die duktilere Phase AlFe kann ein Ausbrechen von Schichtbestandteilen bei der Umformung vermieden werden. Weiterhin hat die geringere Härte der Schicht geringeren Verschleiß der Werkzeuge zur Folge. An dieser Stelle eröffnet sich ein weiteres großes Forschungsfeld über den Verschleiß der Presshärtewerkzeuge und Optimierung des Tribosystems „Werkzeug und beschichteter Presshärtestahl“. Die Fragestellung nach dem Verschleiß der Presshärtewerkzeuge war jedoch nicht Teil des Projektes „Hybrides Fügen“ und wurde daher im Rahmen dieses Projektes nicht weiter verfolgt.

### ***Entwicklung neuer Zusatzwerkstoffe***

#### *Al-Basis für AS-Schicht*

Für das thermische Fügen des beschichteten Stahl 22MnB5 mit der AA6016 Aluminiumlegierung musste zunächst ein geeigneter Zusatzwerkstoff ausgewählt werden. Weil nur auf der Aluminiumseite geschweißt und auf der Stahloberfläche gelötet wird, soll entsprechend ein Al-Basis Schweißzusatzwerkstoff verwendet werden. Dieser soll zusätzlich vergleichbare Festigkeiten wie die AA6016 Basislegierung aufweisen. Dafür wurden von den Drahtwerken Elisental verschiedene Al-Basis Schweißzusatzwerkstoffe (Al99,5, AlSi3Mn, AlSi5, AlSi12, AlSi15) zur Verfügung gestellt. Die Zusatzwerkstoffe wurden hinsichtlich ihrer Gefügeausbildung, Festigkeit der Fügeverbindungen und auch der Option durch eine Erhöhung des Si-Gehaltes im Zusatzwerkstoff die Oxide beim Schweißen abzubinden und so auf das Flussmittel verzichten zu können, untersucht. Die Schweißzusatzwerkstoffe wurden dazu von BIAS mittels Laserlöten auf das sandgestrahlte Stahlsubstrat aufgebracht. **Bild 19** zeigt, dass die verwendeten Schweißzusatzwerkstoffe ein vergleichbares Benetzungsverhalten aufweisen (ähnlicher Randwinkel). Die Verbindung des AlSi15 Zusatzwerkstoffes auf dem 22MnB5-Stahlsubstrat löste sich bereits beim mechanischen Trennen des Querschnittes und wies daher nur eine geringe Haftfestigkeit auf. In **Bild 19** ist zusätzlich zu erkennen, dass sich bei

dem hoch Si-haltigen Zusatzwerkstoff AlSi12 verstärkt intermetallische Phasen an der Grenzfläche Stahl 22MnB5-AlSi12 Zusatzwerkstoff sowie im AlSi12 Zusatzwerkstoff ausbilden. Diese können ein sprödes Versagen bei Zug-/Scherbelastung zur Folge haben und hatten auch das Ablösen der AlSi15-Lötung beim mechanischen Trennen zur Folge.



**Bild 19:** Blindlotungen verschiedener Al-Basis Schweißzusatzwerkstoffe auf dem sandgestrahlten, AS-beschichteten Stahlsubstrat 22MnB5

Zusätzlich zu den Lotversuchen wurden 22MnB5-AA6016 Fügeverbindungen unter Verwendung der verschiedenen Schweißzusatzwerkstoffe mittels Laserschweißen hergestellt. Die Fügeverbindungen wurden unter Zug-/Scherbelastung getestet. Die Fügeverbindungen mit Al99,5 Zusatzwerkstoff versagten, aufgrund der geringeren Festigkeit des Reinaluminium, im Al99,5 Zusatzwerkstoff. Entsprechend ist in diesem Fall der Schweißzusatzwerkstoff der kritischste Bereich der Fügeverbindung. Als Versagensort der Zug-/Scherversuche bei Verwendung der Zusatzwerkstoffe AlSi3Mn, AlSi5 und AlSi12 war jeweils, bei vergleichbaren

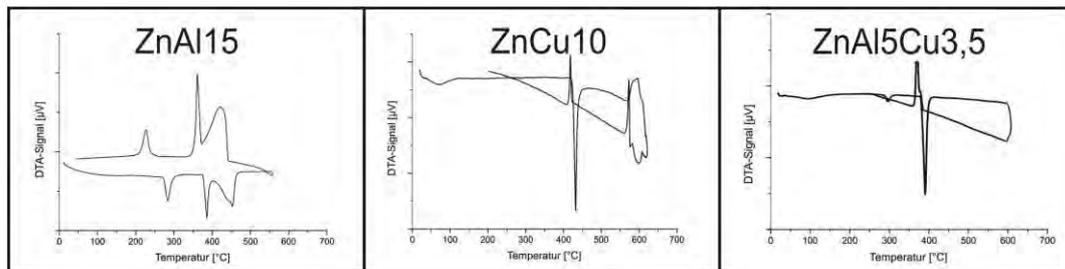
Festigkeiten, die Grenzfläche 22MnB5-Zusatzwerkstoff oder das AA6016 Aluminiumblech zu identifizieren. Ein Versagen im Zusatzwerkstoff fand bei diesen Zusatzwerkstoffen nicht statt. Auch bei den hochsiliziumhaltigen Zusatzwerkstoffen AlSi12 und AlSi15 musste für ein gutes Benetzungsverhalten Flussmittel verwendet werden. Somit kann auf die Benutzung von Flussmittel auf dem Stahl 22MnB5 beim Schweißen mit der Al-Legierung AA6016 auch bei Erhöhung des Si-Gehaltes im Zusatzwerkstoff (Abbinden von Oxiden durch Si) nicht verzichtet werden. Auf Grundlage dieser Untersuchungen konnten der AlSi3Mn, AlSi5 und AlSi12 Schweißzusatzwerkstoffe als geeignet identifiziert werden. Weil der Volumenanteil spröder intermetallischer Phasen mit zunehmendem Si-Gehalt zunimmt und somit die Duktilität der Schweißverbindung stark beeinträchtigt wird, wurde der AlSi3Mn als Schweißzusatzwerkstoff für das Schweißen von 22MnB5 mit AA6016 festgesetzt.

#### *Zn-Basis für GP-Schicht*

Beim thermischen Fügen von 22MnB5 mit GP-Schicht und AA6016 besteht die Möglichkeit eine direkte Grenzfläche Stahl-Aluminium zu vermeiden. Auf diese Weise kann die Gefahr der Schweißnahtversprödung infolge der Ausbildung intermetallischer Al-Fe-Phasen unterbunden werden. Für die thermischen Fügeverbindungen auf dem ZnNi (GP) beschichteten Stahlsubstraten sollten daher Zn-Basis Schweißzusatzwerkstoffe genutzt werden. Zwischen ZnNi-Schicht und dem Zn-Basis Zusatzwerkstoff bildet sich beim Schweiß-Löten kein spröder intermetallischer Phasensaum aus. Somit kann auf diese Weise die Problematik des Risswachstums an der Grenzfläche von 22MnB5+ZnNi und Zusatzwerkstoff umgangen werden.

Für die Untersuchungen wurden die Legierungen ZnAl4, ZnAl15, ZnCu5, ZnCu10, ZnCu15, ZnAl7Cu2.5, ZnAl5Cu3.5 und ZnAl5Cu5 von Grillo im Gusszustand zur Verfügung gestellt und an der RUB untersucht. Zielsetzung war dabei eine gute Benetzung des Schweißzusatzwerkstoffes auf dem GP-beschichteten und sandgestrahlten Stahl 22MnB5 zu erreichen. Aluminium wird zur Erhöhung des Korrosionswiderstands des Schweißzusatzwerkstoffes zulegiert. Durch das Legieren mit Cu kann das Schmelzintervall des Zusatzwerkstoffes erhöht werden. Dies erfolgte vor dem Hintergrund, dass das auf der Stahloberfläche aufgebrachte Flussmittel AlFlux erst im Temperaturintervall 420-600°C aufschmilzt und über den Wärmeübertrag des Schweißzusatzwerkstoffes aufgeheizt werden muss. Entsprechend ist ein höheres Schmelzintervall zielführend, da so die Arbeitstemperatur erhöht werden kann.

Die Schmelzintervalle aller Legierungen wurden mittels Differenzthermoanalyse bestimmt (**Bild 20**). Durch eine Analyse der Messverläufe, die an dieser Stelle nicht detailliert beschrieben werden soll, konnten die Schmelzintervalle der verschiedenen Legierungen bestimmt werden und sind in **Tabelle 4** zusammengefasst.



**Bild 20:** Differenzialthermoanalyse der Werkstoffe ZnAl15, ZnCu10 und ZnAl5Cu3.5

Die Schmelzintervalle der Legierungen ZnAl4, ZnAl7Cu2.5, ZnAl5Cu3.5 und ZnAl5Cu5 liegen alle im Bereich von 370°C-392°C und damit unterhalb der Aktivierungstemperatur des Flussmittels. Hier wurde auch in den ternären Zn-Al-Cu Legierungen keine Erhöhung des Schmelzintervalls durch Zulegieren von bis zu 5 Massen% Cu erreicht. Die ZnAl15 weist ein leicht erhöhtes Schmelzintervall von 374-452°C auf und reicht damit in das Temperaturintervall zur Aktivierung des Flussmittels hinein (420-660°C). Eine deutliche Erhöhung des Schmelzintervalls erfolgt in den binären Zn-Cu Legierungen mit zunehmendem Cu-Gehalt. Jedoch weisen diese breite Schmelzintervalle auf, was die Gefahr von Heißrissbildung im Schweißprozess erhöht.

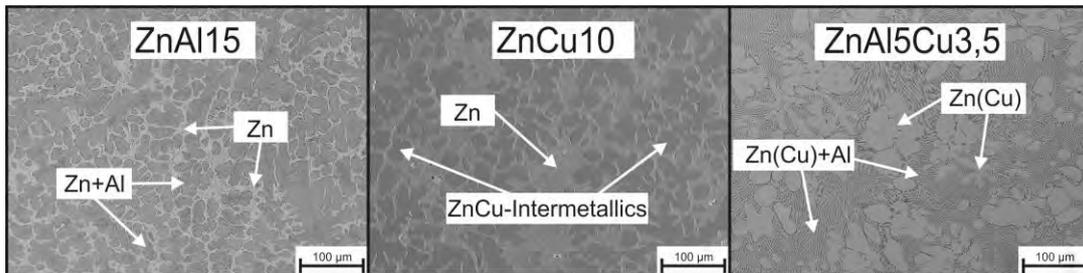
Im Anschluss wurde die Mikrostruktur der verschiedenen Legierungen untersucht. Zusätzlich wurde die jeweilige Phasenzusammensetzung mittels Röntgenbeugung bestimmt. **Bild 21** zeigt exemplarisch das Gefüge der Legierungen ZnAl15, ZnCu10 und ZnAl5Cu3.5. In den ZnAl-Legierungen werden keine intermetallischen Phasen ausgebildet. Zink und Aluminium liegen im Gefüge nebeneinander von. In den ZnCu-Legierungen sind dagegen hohe Volumengehalte der intermetallischen Phase  $Zn_5Cu$  zu detektieren (ZnCu5: 18 Vol.-%, ZnCu10: 50 Vol.-%, ZnCu15: 81 Vol.-%). Auch in den ternären ZnAlCu-Legierungen konnten mittels Phasenanalyse geringe Gehalte der Phase  $Zn_5Cu$  bestimmt werden. Diese waren jedoch aufgrund ihrer geringen Größe im Gefügequerschnitt nicht zu identifizieren. Mit zunehmendem Volumengehalt der intermetallischen Phase  $Zn_5Cu$  nimmt die Duktilität der Schweißzone ab und kann ein sprödes Versagen bei mechanischer Belastung zur Folge haben. Aufgrund

der hohen Volumengehalte der intermetallischen Phase  $Zn_5Cu$  in den binären ZnCu-Legierungen, wurden diese als nicht geeignet für den Fügeprozess klassifiziert. In den binären ZnAl und den ternären ZnAlCu Legierungen werden dagegen keine bzw. sehr geringe Volumengehalte der intermetallischen Phase  $Zn_5Cu$  ausgebildet.

**Tabelle 4:** Schmelzintervalle der untersuchten Zn-Schweißzusatzwerkstoffe

Legierung	Schmelzintervall
Zn	420°C
ZnAl4	374-392°C
ZnAl15	374-452°C
ZnCu5	419-506°C
ZnCu10	419-572°C
ZnCu15	419-602°C
ZnAl7Cu2.5	378-391°C
ZnAl5Cu3.5	378-390°C
ZnAl5Cu5	375-391°C

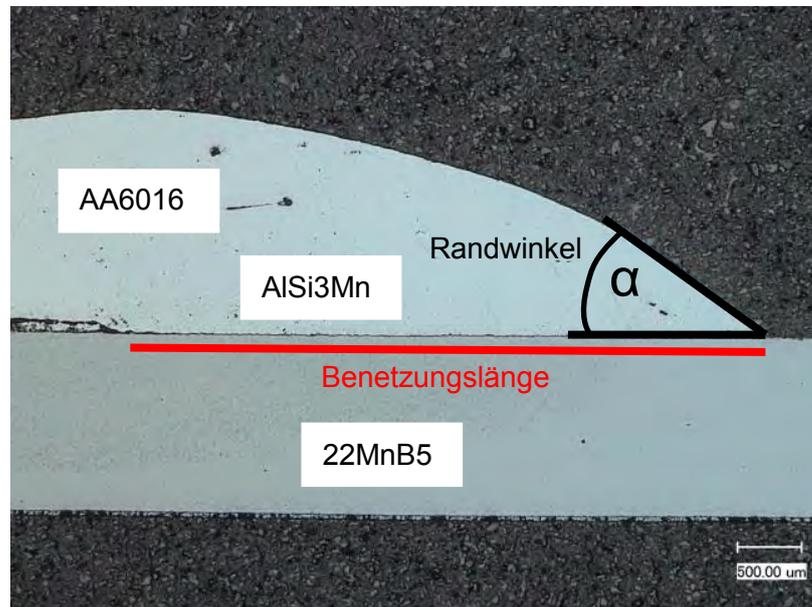
Als zweites Kriterium zur Einordnung der Zn-Schweißzusatzwerkstoffe wurde, wie zuvor beschrieben, der Temperaturbereich des Schmelzintervalls angesetzt (Aktivierung des Flussmittels). Von den verbliebenen Legierungen weist ZnAl15 das höchste Schmelzintervall auf und liegt im Bereich der Aktivierungstemperatur des verwendeten Flussmittels AlFlux. Aufgrund der Tatsache, dass das Gefüge dieser Legierung außerdem vollständig frei von intermetallischen Phasen ist, wurde die ZnAl15 Legierung als Schweißzusatzwerkstoff für das Fügen von 22MnB5+GP-Schicht mit AA6016 ausgewählt.



**Bild 21:** Mikrostruktur der Werkstoffe ZnAl15, ZnCu10 und ZnAl5Cu3.5

### ***Grenzflächen und Anbindungsuntersuchungen***

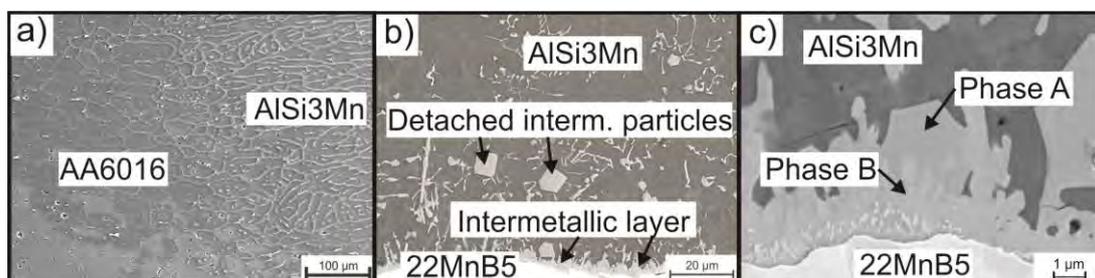
Nach Festlegung der Oberflächenkonditionierung (Sandstrahlen und Verwendung von Flussmittel), sowie der Wahl eines geeigneten Schweißzusatzwerkstoffes, wurden in der Folge zahlreiche Parameterstudien zum thermischen Fügen der Werkstoffe 22MnB5+AS/GP mit der Aluminiumlegierung AA6016 und der Magnesiumlegierung AZ31 von den Projektpartnern TKS, BIAS und BTU Cottbus-Senftenberg durchgeführt. Dabei wurde die Grenzflächenausbildung an der RUB in Abhängigkeit der jeweils verwendeten Parameter ausgewertet, um optimale Prozessparameter zu bestimmen. Die Benetzung des Stahlsubstrates mit dem Schweißzusatzwerkstoff wurde durch Auswertung der Benetzungslänge und des Randwinkels bewertet (**Bild 22**). Die bei mechanischer Belastung an der Grenzfläche auftretenden Spannungen nehmen mit zunehmender Benetzungslänge und somit Anbindungsfläche ab. Entsprechend lag eine Zielsetzung der Parameterstudien in der Gewährleistung einer hohen Benetzungslänge. Weiterhin wurde die Phasenausbildung an den Grenzflächen analysiert. Hier galt es die Ausbildung breiter intermetallischer Phasensäume zu unterbinden.



**Bild 22:** Benetzungslänge und Randwinkel im Querschnitt der Anbindungszone von AISi3Mn Schweißzusatzwerkstoff und 22MnB5

*Verbund 22MnB5+AS – AA6016*

In **Bild 22** ist exemplarisch der Querschnitt der Schweißlötnaht einer thermischen Fügeverbindung von 22MnB5+AS mit AA6016 unter Verwendung des AISi3Mn Schweißzusatzwerkstoffes dargestellt. An der aluminiumseitigen Grenzfläche AA6016-AISi3Mn werden dabei keine intermetallischen Phasen ausgebildet (**Bild 23a**). Da sowohl der Schweißzusatzwerkstoff AISi3Mn als auch das Aluminiumblech AA6016 im Kontaktbereich aufschmelzen, erfolgt die Verbindung aluminiumseitig über einen Schweißprozess. Ein Versagen von Fügeverbindungen an dieser Grenzfläche fand unabhängig von den Prozessparametern nie statt.



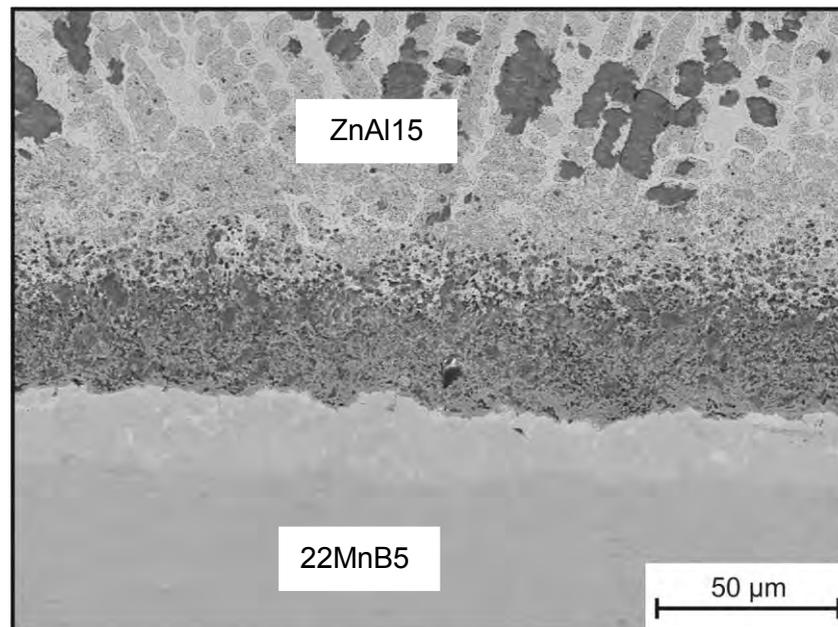
**Bild 23:** a) Grenzfläche der Anbindungszone AA6016-AISi3Mn, b) Grenzfläche der Anbindungszone 22MnB5+AS-AISi3Mn, c) Grenzfläche der Anbindungszone 22MnB5+AS-AISi3Mn mit höherer Vergrößerung

Auf der Stahlseite erfolgt die Anbindung des AlSi3Mn Schweißzusatzwerkstoffes über einen Lötvorgang, da der 22MnB5 nicht angeschmolzen, sondern im festen Zustand mit dem Zusatzwerkstoff benetzt wird. An der Grenzfläche 22MnB5+AS Schicht und AlSi3Mn Schweißzusatzwerkstoff werden dabei intermetallische Phasen ausgebildet (**Bild 23b+c**). Mittels EDX konnten für die Phase A eine Stöchiometrie nahe der Phase  $Al_8Fe_2Si$ , sowie für die Phase B eine Stöchiometrie nach der Phase  $Al_{13}Fe_4$  nachgewiesen werden. Bei den Ergebnissen zu den Untersuchungen der Schichtausbildung in der AS-Schicht wurde bereits beschrieben, dass die intermetallischen  $Al_xFe_y$  und  $Al_xFe_ySi_z$  Phasen eine geringe Bruchzähigkeit aufweisen und ein sprödes Versagen der Fügeverbindungen entlang des intermetallischen Phasensaums zur Folge haben können. In der Literatur wurden Maximaldicken von 10-12  $\mu m$  für den intermetallischen Phasensaum an der Stahl-Aluminium Grenzfläche bestimmt, unterhalb derer bei mechanischer Belastung kein sprödes Versagen entlang des intermetallischen Phasensaum erfolgte. Auf Grundlage dieser Untersuchungen wurde die Dicke des intermetallischen Phasensaumes zusätzlich zur Benetzungslänge für jede 22MnB5-AA6016 Fügeverbindung bestimmt. Es erfolgte eine Bewertung der Fügequalität der 22MnB5-AA6016 Verbunde als Kombination von Benetzungslänge, Dicke des intermetallischen Phasensaumes sowie der ertragenen Belastung im Zug-/Scherversuch.

#### *22MnB5+GP – AA6016*

Wie zuvor beschrieben wurde für die Fügeverbindungen 22MnB5+GP mit AA6016 ein Zn-Basis Schweißzusatzwerkstoff verwendet, um die Ausbildung von intermetallischen Phasen an der Grenzfläche 22MnB5-Schweißzusatzwerkstoff zu unterbinden. **Bild 24** zeigt die Anbindungsfläche einer entsprechenden Fügeverbindung. Ein gleichmäßiger intermetallischer Phasensaum, wie bei den Fügeverbindungen auf den AS-Schichten, ist bei den GP-Fügeverbindungen nicht nachweisbar. Jedoch kann ein erhöhter Oxidgehalt an der Stahl-Schweißzusatzwerkstoff Grenzfläche nachgewiesen werden. Weiterhin deuten die EDX-Messungen auf die lokale Ausbildung von intermetallischen  $Al_xFe_y$ -Phasen hin. Dies ist darauf zurückzuführen, dass im ZnAl15 Schweißzusatzwerkstoff erhöhte Al-Gehalte gelöst sind, die an der Grenzfläche zur Fe-gesättigten GP-Schicht  $Al_xFe_y$ -Phasen ausbilden. Die Grenzfläche zwischen dem Stahl 22MnB5+GP und dem Schweißzusatzwerkstoff ZnAl15 ist durch eine mehrphasige Anbindungszone, bestehend aus  $Al_xFe_y$ - und  $Fe_xZn_y$ -Phasen sowie Oxiden charakterisiert. Eine exakte Phasenanalyse war jedoch aufgrund der feinen Struktur des Gefüges nicht möglich. Wichtigstes Ergebnis der Untersuchungen ist jedoch, dass die Schicht unabhängig von den Schweißparametern rissfrei blieb und bei Zug-/Scherversuchen kein sprödes

Versagen entlang dieser Grenzfläche erfolgte. Somit ist die Phasenausbildung an der Grenzfläche zwischen Stahlsubstrat und Schweißzusatzwerkstoff kein Kriterium zur Bewertung der Schweißparameter. Die Bewertung der Fügeverbindungen erfolgte im Zusammenhang der Benetzungslänge mit der Festigkeit der Fügeverbindungen.

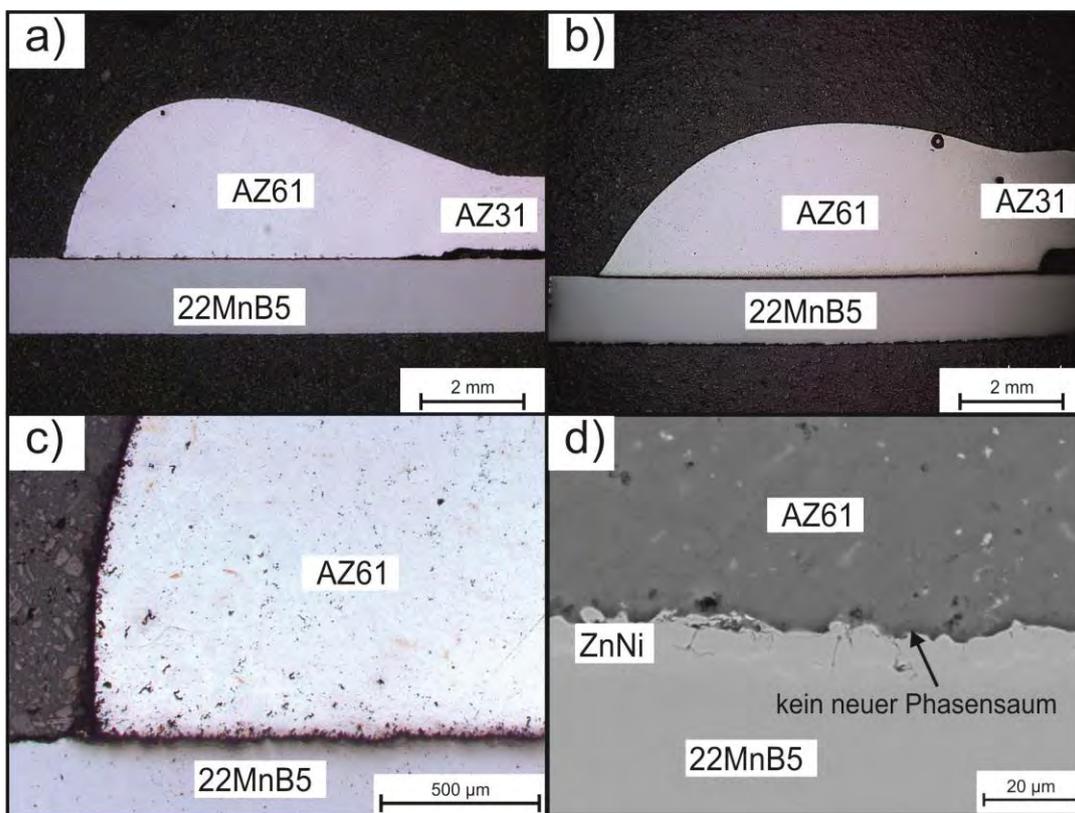


**Bild 24:** Grenzfläche der Anbindungszone AA6016- $\text{AlSi3Mn}$

*22MnB5+AS/GP – AZ31*

Für das Schweißen von 22MnB5 mit der Magnesiumlegierung AZ31 wurde als Schweißzusatzwerkstoff jeweils AZ61 ( $\text{MgAl6Zn}$ ) verwendet. Dieser wurde bereits zu Beginn des Projektes festgelegt. Eine Optimierung des Mg-Schweißzusatzwerkstoffes wurde nicht als Projektziel formuliert. Die Oberflächen der AS- und GP-beschichteten Stahlsubstrate wurden vor dem Schweißlötprozess, analog zum Schweißen von 22MnB5 mit AA6016, sandgestrahlt. Auf die Verwendung eines Flussmittels wurde verzichtet, da dies keine Verbesserung des Benetzungsverhaltens des Schweißzusatzwerkstoffes auf der Stahloberfläche führte. **Bild 25** zeigt exemplarisch die Anbindung des Schweißzusatzwerkstoffes AZ61 auf dem 22MnB5 Stahlsubstrat (hier GP-beschichtet). Mit dem Mg-Basis AZ61 Schweißzusatz wird dabei eine schlechtere Benetzung (größerer Randwinkel) als bei Verwendung des Zusatzwerkstoffes  $\text{AlSi3Mn}$  bei den 22MnB5-AA6016 Fügeverbindungen erreicht. Weiterhin zeigt Bild **25d**, dass an der Grenzfläche 22MnB5 und Schweißzusatzwerkstoff AZ61 keine intermetallischen Phasen nachzuweisen sind. Dies ist darauf zurückzuführen, dass Eisen und Magnesium keine intermetallischen Phasen bilden und auch nahezu keine gegenseitige

Löslichkeit besitzen. Aus der Literatur ist bekannt, dass die Anbindung von Stahl und einer Al-haltigen Magnesiumlegierung wie AZ61 (MgAl<sub>6</sub>Zn) über einen dünnen Al<sub>x</sub>Fe<sub>y</sub>-Phasensaum an der Grenzfläche erfolgt. Dies konnte aber an den untersuchten Fügeverbindungen nicht eindeutig nachgewiesen werden. An der Grenzfläche AZ31-22MnB5 sind keine intermetallischen Phasen im Querschnitt zu identifizieren. Weiterhin ist die Anbindungszone frei von Rissen. Die Bewertung der 22MnB5-AZ31 Fügeverbindungen erfolgte daher unter Berücksichtigung der Benetzungslänge und Festigkeit der Fügeverbindungen.



**Bild 25:** a) 22MnB5-AZ31 Fügeverbindung mittels MSG-Schweißen von TKS b) 22MnB5-AZ31 Fügeverbindung mittels MSG-Schweißen von der BTU Cottbus-Senftenberg, c) Anbindung des AZ61 auf 22MnB5 nach MSG-Schweißung von TKS, d) Grenzfläche 22MnB5+ZnNi – AZ61

### ***Parameterstudien und mechanische Prüfung der Fügeverbindungen***

In Zusammenarbeit mit dem BIAS, TKS und der BTU Cottbus-Senftenberg wurden Versuchsreihen mit zahlreichen Parametervariationen durchgeführt. Die Ergebnisse werden auch je-

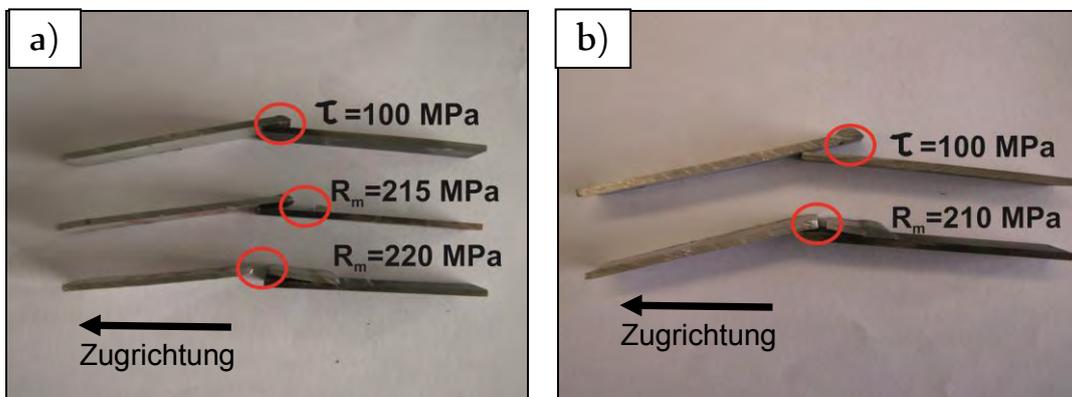
weils vertieft von den Projektpartnern vorgestellt. An dieser Stelle sollen die wichtigsten an der RUB aufgenommenen Ergebnisse zusammengefasst werden. Zentrales Ziel des BMBF-Forschungsvorhabens war die Herstellung von Stahl-Aluminium und Stahl-Magnesium Fügeverbindungen mit einer hohen Verbundfestigkeit. Bezüglich der erreichbaren Fügefestigkeit (Scherfestigkeit an der Stahl-Aluminium Grenzfläche) sind der Literatur im Falle von Stahl-Aluminiumverbunden Festigkeitswerte von  $\tau_m = 150\text{-}220$  MPa zu entnehmen. Die erreichten Scherfestigkeiten hängen primär von der Ausbildung spröder intermetallischer Phasen ( $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ ,  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{Fe}$ ) an der Grenzfläche zwischen Stahl- und Aluminiumsubstrat ab. Gemäß den Arbeiten mehrerer Autoren ist das Schweißen von Stahl-Aluminiumfügeverbindungen nur dann möglich, wenn der sich ausbildende intermetallische Phasensaum in seiner Dicke (kleiner  $10\ \mu\text{m}$ ) limitiert wird. Die intermetallischen Phasen besitzen eine geringe Bruchzähigkeit bei gleichzeitig geringen Festigkeitswerten. Somit müssen geeignete Prozessparameter identifiziert werden, die der Ausbildung dieser unerwünschten Phasen an der jeweiligen Grenzfläche entgegenwirken. Im Rahmen der Parameterstudien wurde jeweils wie zuvor beschrieben die Grenzfläche (Benetzungsverhalten, Anbindungslänge, Ausbildung intermetallischer Phasen) sowie die Zug-/Scherfestigkeit der Fügeverbindungen untersucht.

#### *22MnB5–AA6016*

In **Bild 26** sind exemplarisch die Versagensorte ausgewählter vom BIAS mittels Laserstrahl gefügter 22MnB5–AA6016 Fügeverbindungen dargestellt. Bei allen 22MnB5+AS – AA6016 Fügeverbindungen (Schichtvorbereitung und Wahl des Schweißzusatzwerkstoffes wie zuvor beschrieben) fand das Versagen im Zug-/Scherversuch entweder an der Grenzfläche Stahl-Aluminium, im Schweißzusatzwerkstoff AlSi3Mn oder in der Aluminiumlegierung AA6016 statt. Die Fügeverbindungen von 22MnB5+GP mit AA6016 versagten an der Stahl-ZnAl15 Schweißzusatzwerkstoffgrenzfläche oder im AA6016. Ein Versagen im ZnAl15 Schweißzusatzwerkstoff erfolgte hier nicht.

Es ist zu erkennen, dass die ertragenen mechanischen Spannungen maßgeblich von dem Versagensort bestimmt werden. Niedrigste Festigkeiten liegen dann vor, wenn ein Versagen entlang der Grenzfläche zwischen dem beschichteten Stahlsubstrat und dem Zusatzwerkstoff (AlSi3Mn/ZnAl15) erfolgte. Erfolgte ein Versagen im AlSi3Mn-Zusatzwerkstoff, so konnten Festigkeiten (tatsächlicher Querschnitt wurde berücksichtigt) von bis zu 215 MPa registriert

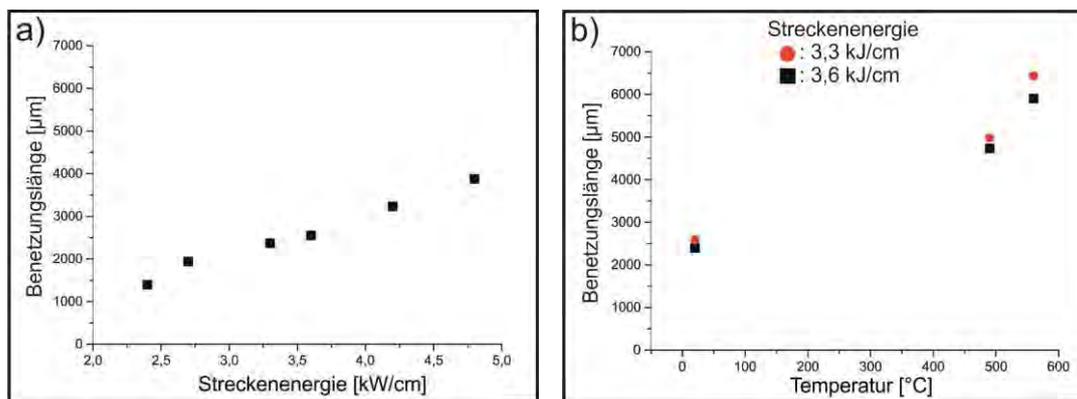
werden. Bei optimalen Prozessparametern wurden Zugfestigkeiten bis 220 MPa erreicht. Bei diesen Fügeverbindungen erfolgte das Versagen im Zug-/Scherversuch nicht in der Fügezone, sondern ca. 10 mm entfernt im AA6016 Blech. Die erreichten Zugfestigkeiten liegen nur ca. 10 bis 20 MPa unterhalb der Zugfestigkeit der 6016-Aluminiumlegierung im Einsatzzustand. Somit hat die Ausbildung der Wärmeeinflusszone (WEZ) in der AA6016 Legierung nur eine geringe Festigkeitsabnahme zur Folge. Die zentrale Zielsetzung des Projektes Stahl-Aluminiumverbunde mit hohen Zug-/Scherfestigkeiten reproduzierbar herzustellen, konnte somit erreicht werden.



**Bild 26:** a) Versagensort ausgewählter Stahl(AS140)-Aluminiumverbunde; b) Versagensort ausgewählter Stahl(GP150)-Aluminiumverbunde

Im Rahmen dieses Projektes wurde erstmals ein Induktor in den Laserschweißprozess integriert. Dieser war dem eigentlichen Laserstrahl als Primärschweißquelle vorgeschaltet und ermöglichte eine Vorwärmung der Stahloberfläche und eine Aktivierung des Flussmittels. Auf diese Weise konnte die Benetzung der 22MnB5 Oberfläche mit dem Schweißzusatzwerkstoff deutlich optimiert werden. **Bild 27a** zeigt, dass das Benetzungsverhalten auf der Stahloberfläche mit zunehmender Streckenenergie grundsätzlich verbessert wird. Auch ohne Verwendung einer induktiven Vorwärmung nimmt die Benetzungslänge mit zunehmender Laserleistung zu. Jedoch geht eine hohe Laserleistung mit einem Wachstum des intermetallischen Phasensaumes an der Stahl-Aluminium Grenzfläche einher. Dies ist mit der zunehmenden Gefahr eines spröden Versagens an dieser Grenzfläche verbunden. Daher musste die verwendete Laserleistung begrenzt werden. Durch die zusätzliche Verwendung der induktiven Oberflächenvorwärmung wurde die Benetzungslänge und somit die Anbindungsfläche deutlich vergrößert (**Bild 27b**), wobei die Dicke des intermetallischen Phasensaumes nicht nachweisbar zunahm. Zwar konnte am BIAS bei niedriger Schweißgeschwindigkeit ein Prozessfenster identifiziert werden, bei denen eine hohe Verbundfestigkeit ohne Verwendung der in-

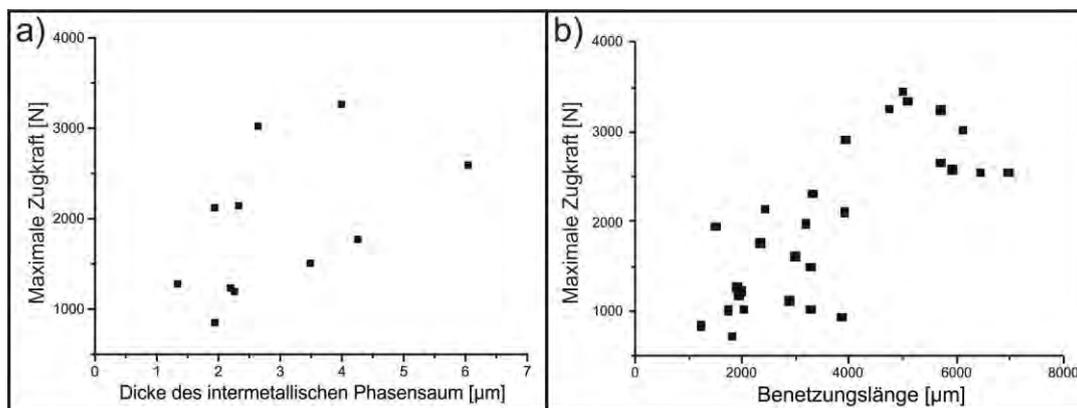
duktiven Vorwärmung erreicht wurde, grade bei höher Schweißgeschwindigkeit wird die Benetzbarkeit des Stahlsubstrates und Prozessstabilität durch Verwendung einer induktiven Vorwärmung jedoch deutlich verbessert.



**Bild 27:** a) Benetzungslänge des AlSi3Mn-Schweißzusatzwerkstoff auf der 22MnB5-Oberfläche in Abhängigkeit von a) Streckenenergie (ohne induktive Vorwärmung), b) Vorwärmtemperatur der 22MnB5-Oberfläche

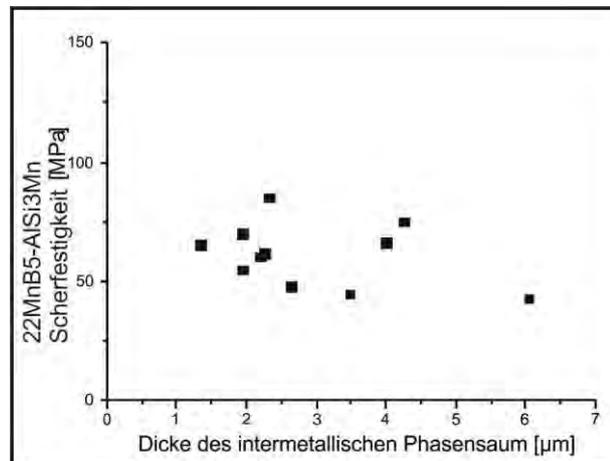
Zuvor wurde beschrieben, dass speziell die Ausbildung des spröden intermetallischen Phasensaums an der Stahl-Aluminium Grenzfläche nach internationaler Literatur einen maßgeblichen Einfluss auf die Verbundfestigkeit von Stahl-Aluminium Verbunden aufweist. Mehrere internationale Veröffentlichungen dokumentieren, dass Stahl-Aluminium Schweißverbindungen bei mechanischer Belastung spröde entlang des intermetallischen Phasensaumes versagen, wenn dieser eine Dicke von 10 µm überschreitet. Im Rahmen der im Projekt untersuchten Laserschweißparameter lag die durchschnittliche Dicke des spröden Phasensaums mit wenigen Ausnahmen (hohe Laserleistung) unter den in der Literatur als kritischen Grenzwert dokumentierten 10 µm. Somit ist die Dicke des intermetallischen Phasensaums an der Stahl-Aluminium Grenzfläche hier nicht als kritischste Größe im Laserschweißprozess zu bewerten. **Bild 28a** zeigt für eine ausgewählte Versuchsreihe die im Zugversuch ertragene Maximalkraft in Abhängigkeit der Phasensaumdicke. Tendenziell werden bei den gemessenen Phasensaumbreiten von 1-7 µm bei höheren Phasensaumdicken auch höhere Festigkeiten erreicht. Jedoch ist hier der Einfluss der Benetzungslänge noch nicht berücksichtigt. **Bild 28b** zeigt den Einfluss der Benetzungslänge des Aluminiumschweißzusatzwerkstoffes auf der Stahloberfläche auf die Festigkeit. Der Anstieg der Festigkeit (maximale Zugkraft bis zum Versagen) bei höherer Benetzungslänge

ist darauf zurückzuführen, dass die Scherspannung an der Stahl-Aluminiumgrenzfläche bei gleicher Belastung mit höherer Benetzungslänge und damit einhergehend größerer Anbindungsfläche abnimmt. Aus den Untersuchungen geht hervor, dass eine minimale Benetzungslänge von ca. 4000  $\mu\text{m}$  notwendig ist, um eine Stahl-Aluminium Grenzflächenscherfestigkeit zu erreichen, die die Zugfestigkeit der AA6016 Legierung übersteigt.



**Bild 28:** Maximale Zugkraft der 22MnB5-AA6016 Schweißverbindungen im Zugversuch in Abhängigkeit der a) Dicke des intermetallischen Phasensaums, b) Benetzungslänge

In **Bild 29** ist abschließend die auf die Anbindungslänge normierte Scherfestigkeit der Stahl-Aluminiumverbunde (in Abhängigkeit der Phasensaumdicke) dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Dicke des sich gebildeten intermetallischen Phasensaums einen geringen Einfluss auf die vom Stahl-Alu-Verbund ertragbare Scherfestigkeit besitzt. Die auf die Benetzungslänge „normierte“ Scherfestigkeit lässt sich zu 50-100 MPa bestimmen.



**Bild 29:** Scherfestigkeit an der 22MnB5-AISI3Mn Anbindungsfläche in Abhängigkeit der Dicks des intermetallischen Phasensaumes

Im vollautomatisierten CMT-Schweißprozess (MSG-Schweißen) konnten ebenfalls geeignete Prozessparameter für das Fügen von 22MnB5+AA6016 identifiziert werden. In diesen Prozess konnte jedoch keine induktive Vorwärmung integriert werden. Daher ist das Prozessfenster des CMT-Prozesses im Vergleich zum Laserschweißprozess deutlich kleiner. Weiterhin ist die Reproduzierbarkeit der mittels CMT-Prozess hergestellten Fügeverbindungen bis zu Ende der Projektlaufzeit nicht vollständig gewährleistet. Dies ist in erster Linie darauf zurückzuführen, dass in den vollautomatisierten Prozess nur bedingt eingegriffen werden kann. Eine Optimierung/Anpassung einzelner Prozessparameter ist zum Teil nicht möglich.

Die Parameterstudien zum thermischen Fügen auf GP-beschichtetem 22MnB5 zeigten sowohl für das Laser- als auch das CMT-Schweißen vergleichbare Ergebnisse/Problemstellungen wie zuvor bei den AS-Schichten beschreiben. Auch hier wurden Verbundfestigkeiten von bis 210 MPa mittels Laserschweißen reproduzierbar erreicht. Das Versagen erfolgte dabei, analog zu den Versuchen mit der AS-Schicht, nicht in der Fügezone sondern in der Aluminiumlegierung AA6016. Das Laserschweißen war im Vergleich zum CMT-Prozess erneut durch bessere Reproduzierbarkeit und ein größeres Prozessfenster gekennzeichnet.

Nachfolgend werden die Parametersätze aufgeführt, die in Zusammenarbeit mit BIAS für das Laserschweißen von den AS-, bzw. GP beschichtetem 22MnB5 mit der Aluminiumlegierung AA6016 identifiziert und auf Reproduzierbarkeit geprüft wurden. Die Fokusslage beschreibt

dabei den Abstand des Fokuspunktes von der Werkstückoberfläche. Der Drahtdurchmesser betrug immer 1,2 mm. Für das gesamte Prozessfenster (geeignete Parametervariationen) sei an dieser Stelle auf den Bericht des BIAS verwiesen.

**Tabelle 5:** Identifizierte, optimale Prozessparameter für das Laserschweißen von 22MnB5-AA6016 Verbunde

Schicht- typ	Laser- leistung	Induktive wärmung	Vor- Fokus	Prozessvor- schub	Drahtvor- schub
AS	2,7 kW	490°C	20 mm	0,5 m/min	2,6 m/min
GP	0,75 kW	450°C	20 mm	0,2 m/min	1,3 m/min

#### *22MnB5– AZ31*

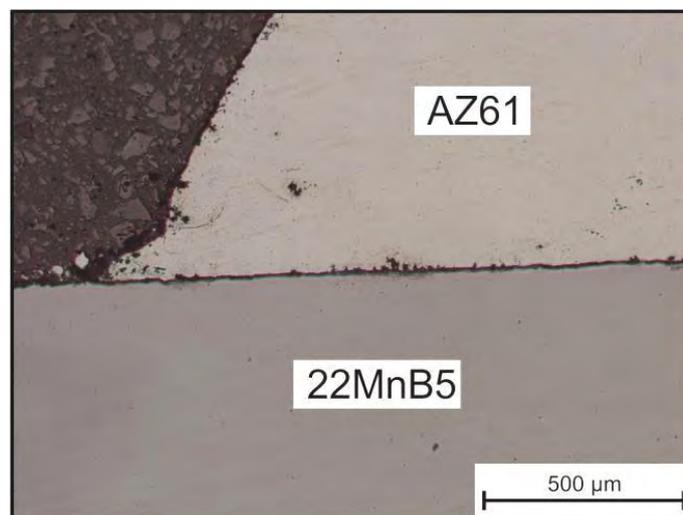
Nachfolgend werden die Ergebnisse zum thermischen Fügen von 22MnB5 mit der Magnesiumlegierung AZ31 beschrieben. Als Schweißzusatzwerkstoff fand bei allen Versuchsreihen die Magnesiumlegierung AZ61 Anwendung. Für diese Werkstoffkombination konnten im CMT-Prozess nicht reproduzierbar hohe Verbundfestigkeiten erreicht werden. Daher wurde das Laserschweißen zusätzlich hinsichtlich seiner Eignung für das Fügen von Stahl-Magnesium Verbunden klassifiziert. Es wurden hier nur Versuche auf der industriell bedeutungssameren AS-Schicht durchgeführt.

Als Parameter wurden die verwendete Laserenergie, die induktive Vorwärmtemperatur und der Flussmitteleinsatz variiert. Bei den Schweißversuchen ohne Flussmittel ist kein stabiler Schweißprozess möglich, sodass analog zu den Stahl-Aluminium Schweißversuchen ein Flussmittel Anwendung fand, das vor dem Schweißversuch auf die konditionierte Stahloberfläche aufgebracht wurde (Flussmittel AlFlux). Weiterhin wurde die beschichtete 22MnB5 Stahloberfläche, wie beim Fügen von Stahl-Aluminium Verbunden, mittels Sandstrahlens vor dem Laserschweißen mit der AZ31 Legierung gereinigt.

Als zentrales Ergebnis der vom BIAS durchgeführten Parameterstudie kann zunächst festgehalten werden, dass nur ein enges Prozessfenster das Schweißen von 22MnB5 mit der AZ31 Legierung ermöglicht. Bei den meisten Schweißparametersätzen erfolgte bereits während bzw. direkt nach dem Schweißprozess ein Versagen der Fügeverbindung entlang der 22MnB5-AZ61 Schweißzusatzwerkstoff Grenzfläche. Das Versagen ist dabei auf eine

schlechte Anbindung des Schweißzusatzwerkstoffes auf der Stahloberfläche als Folge verstärkter Oberflächenoxidation zurückzuführen. Bei geeigneten Schweißparametern wird jedoch eine gute Benetzung (niedriger Randwinkel) des AZ61 Schweißzusatzwerkstoff auf der 22MnB5 Stahloberfläche erreicht (**Bild 30**).

Nachfolgend sind die im Projekt identifizierten optimalen Prozessparameter für die Fügeverbindung 22MnB5+AS mit AZ31 in **Tabelle 6** dargestellt.

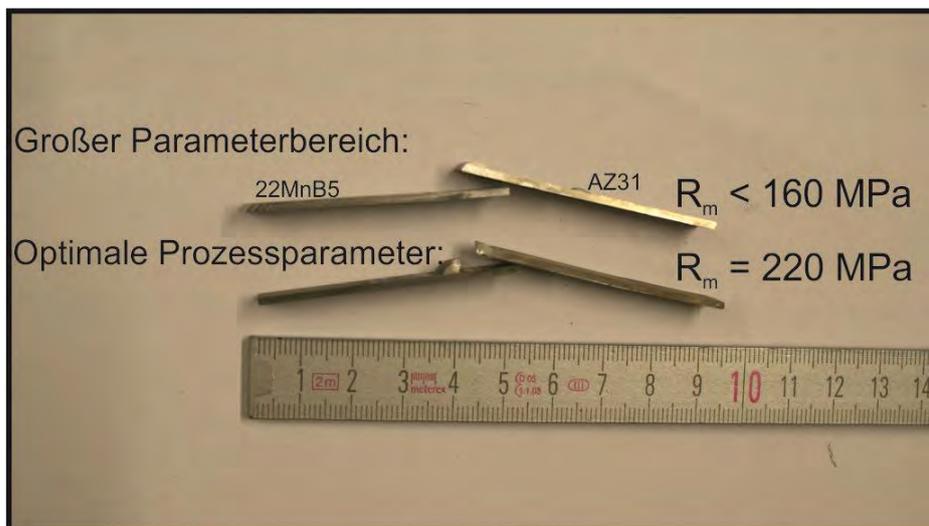


**Bild 30:** Anbindung des Schweißzusatzwerkstoffes AZ61 auf der 22MnB5 Stahloberfläche nach dem Laserschweißprozess

**Tabelle 6:** Identifizierte, optimale Prozessparameter für das Laserschweißen von 22MnB5-AA6016 Verbunde

Schicht typ	Laser- leistung	Induktive Vorwärmung	Fokus	Prozessvor- schub	Drahtvor- schub
AS	2,7 kW	490°C	20 mm	0,5 m/min	2,6 m/min

Bei der Verwendung der zuvor genannten Schweißparameter wurde eine Verbundfestigkeit von 220 MPa im Zug-/Scherversuch erreicht. Das Versagen erfolgte dabei im Schweißzusatzwerkstoff AZ61 (**Bild 31**). Entsprechend liegt die Scherfestigkeit an der Grenzfläche 22MnB5-AZ61 oberhalb der Festigkeit des AZ61 Schweißzusatzwerkstoff, in der diese Fügeverbindung versagte. Somit wurde die Zielsetzung erreicht die Grenzflächenscherfestigkeit der Stahl-Magnesium Fügeverbindung über die Zugfestigkeit der gefügten Werkstoff zu erhöhen. In weiteren Forschungsvorhaben wäre hier eine weitere Steigerung der Verbundfestigkeit durch Entwicklung neuer Mg-Basis Schweißzusatzwerkstoffe möglich. Dies war jedoch keine Zielsetzung im Rahmen dieses Projektes.



**Bild 31:** Versagensort ausgewählter Stahl(AS140)-Magnesiumverbunde

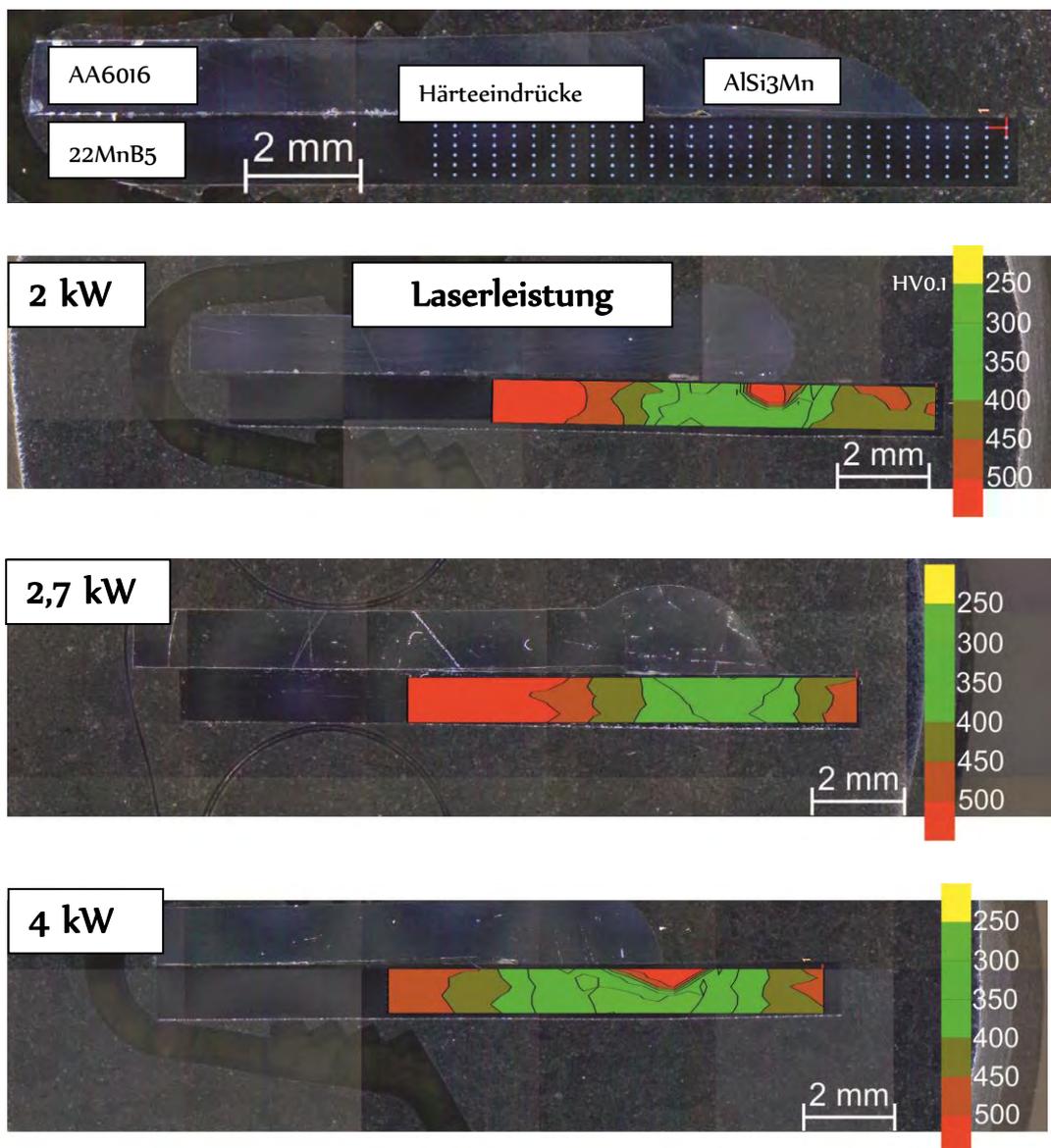
Zusammenfassend konnte speziell für das Laserschweißen des AS/GP beschichteten 22MnB5 mit der Aluminiumlegierung AA6016, als auch mit der Magnesiumlegierung AZ31 ein geeignetes Parameterfenster identifiziert werden. Dabei wurden entsprechend der Zielsetzungen Zugfestigkeiten (Scherbelastung der Anbindungsfläche) oberhalb 200 MPa erreicht, wobei die Anbindungs-/Fügezone bei Scherbeanspruchung nicht kritischer Bereich der Fügeverbindung ist. Dies wurde durch begleitende mikrostrukturelle Untersuchungen und Charakterisierung des Anbindungsverhaltens in Abhängigkeit der Schweißparameter begleitet. Das Projektziel „Herstellung von Fe-Al und Fe-Mg-Verbunden mit einem Versagen im Zusatz- oder Grundwerkstoff“ gilt somit als erfolgreich erfüllt.

### ***Ausbildung der Wärmeeinflusszone***

Die maximale erreichbare Zugfestigkeit der Fügeverbindung hängt von der Materialfestigkeit der zu fügenden Werkstücke ab. In diesem Fall weisen die verwendeten Al- bzw. Mg-Basiswerkstoffe eine geringere Festigkeit als der Stahl 22MnB5 auf, sodass ein Versagen im Al- oder Mg-Blech zu erwarten ist. Dabei werden die Materialeigenschaften in den Mg- und Al-Basiswerkstoffen stark von der sich ausbildenden Wärmeeinflusszone beeinflusst. Die Ausbildung der WEZ in den jeweiligen Werkstoffverbunden wurde daher entsprechend der Zielsetzung des Projektes vertieft untersucht.

In einem ersten Schritt wurde die Ausbildung der WEZ im höchstfesten Stahl 22MnB5 nach dem Laserschweißlötprozess analysiert. Die Ausbildung der WEZ ist von der im Laserschweißlötprozess verwendeten Streckenenergie abhängig. Bei höherer Streckenenergie ist eine stärker ausgeprägte Veränderung der Mikrostruktur zu erwarten. Um den Einfluss der Streckenenergie auf die Ausbildung der WEZ abzubilden wurden zunächst Versuche mit unterschiedlicher Laserleistung (alle anderen Parameter = konstant, keine Induktorvorwärmung) untersucht. Zur Quantifizierung des Einflusses der eingebrachten Energie auf die mechanischen Eigenschaften des Stahlsubstrates wurden Härtekarten angefertigt. Das Verhalten der Härtewerte korreliert nach DIN EN ISO 18265 mit der Festigkeit der Stahlbleche und liefert somit Rückschlüsse auf die sich ausgebildete Wärmeeinflusszone. Auf Basis der Ausbildung der Wärmeeinflusszone können Rückschlüsse auf lokale Gefügeumwandlungen als Folge einer örtlich unterschiedlichen Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit getroffen werden. Zur Abbildung der Härteverläufe wurde jeweils ein Härtemapping der Größe 12 x 1 mm mit den Messabständen  $x = 0,4$  mm und  $y = 0,2$  mm durchgeführt (**Bild 32**). Die Härte des Stahlsubstrates liegt nach dem Presshärten bei 500-550 HV0.1. Es ist zu erkennen, dass die Härteabnahme mit höherer Laserleistung prinzipiell zunimmt. Im Bereich der höchsten Wärmeeinbringung ist ein Härteabfall von bis zu 200 HV0.1 nachweisbar. Die Härteabnahme in der WEZ ist auf sogenannte Anlasseffekte zurückzuführen. Der im Martensit zwangsgelöste Kohlenstoff bildet thermisch aktiviert  $\text{Fe}_3\text{C}$  aus, was eine Abnahme von Härte und Festigkeit des 22MnB5 zur Folge hat. Weiterhin ist eine Vergrößerung der WEZ mit zunehmender Streckenenergie nachzuweisen. Bei Fügeverbindungen mit schlechter Benetzung erfolgt lokal eine Härtezunahme an der Kante der Benetzungsfläche 22MnB5-AlSi3Mn Zusatzwerkstoff. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die entsprechenden 22MnB5 Bleche durch die Wärmezufuhr über die Austenitisierungstemperatur hinaus erwärmt und anschließend durch die schnelle Abkühlung erneut martensitisch

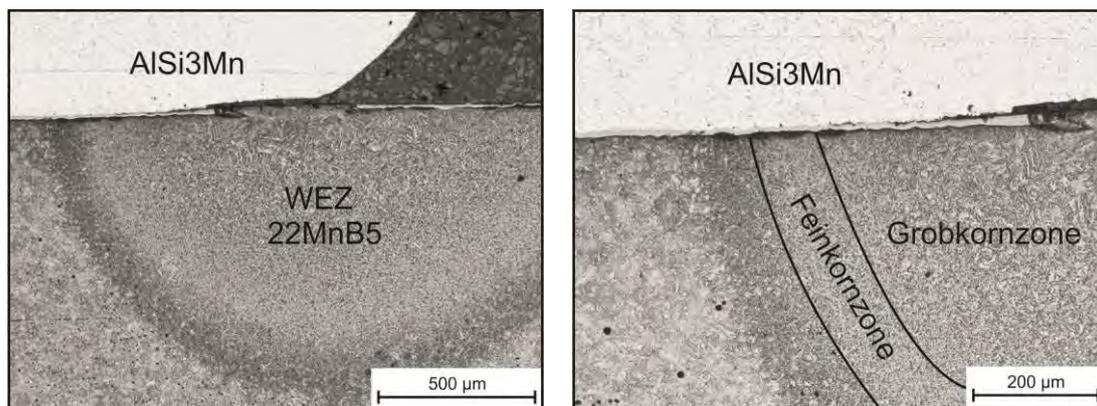
gehärtet werden. **Bild 33** zeigt eine Gefügeaufnahme der WEZ bei einer Laserleistung von 2 kW ohne Induktorvorwärmung. Es sind die ausgebildete Grob- und die Feinkornzone zu erkennen, in denen sich der Martensit beim Abkühlen gebildet hat.



**Bild 32:** Härteverläufe im Stahlsubstrat 22MnB5 in Abhängigkeit der beim Laserschweißen genutzten Laserenergie

Für die im Rahmen des Projektes identifizierten Prozessparameter wurde zusätzlich eine induktive Vorwärmung der Stahloberfläche genutzt. **Bild 34** zeigt den Einfluss der induktiven Vorwärmung der Stahloberflächen auf die Ausbildung der WEZ. Dazu wurden die Vorwärmtemperaturen von 490°C und 560°C bei konstanter Laserleistung von 2,75 kW mit dem nicht

vorgewärmten Zustand verglichen. Die Größe der WEZ nimmt bei höherer Oberflächentemperatur aufgrund der höheren eingebrachten Energie deutlich zu. Die Härte des Stahlsubstrates in der WEZ sinkt dabei nur um maximal 50 HV0.1 ab. Stärker als die maximale Abnahme der Härte in der WEZ wird also die Größe der Wärmeeinflusszone durch die Vorwärmung beeinflusst.

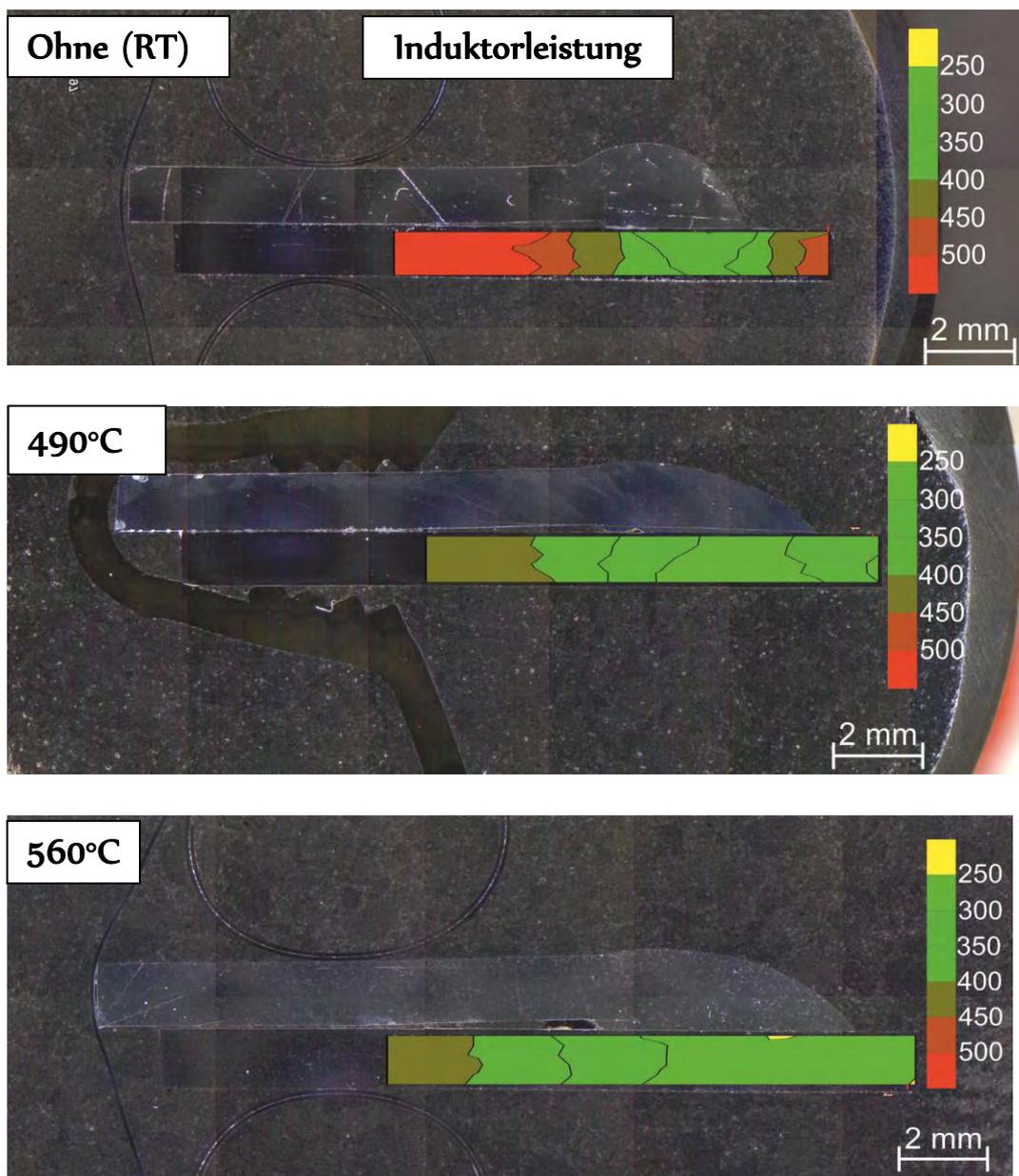


**Bild 33:** Mikrostruktur der WEZ im Stahlsubstrat 22MnB5 nach Laserschweiß-ung mit einer Laserleistung= 2 kW und ohne Induktorvorwärmung

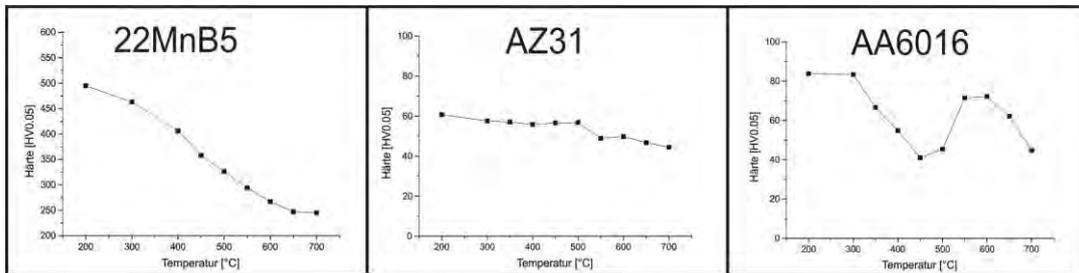
Bei den im Rahmen des Projektes identifizierten Prozessparametern (Laserleistung: 2,75 kW, induktive Vorwärmung auf 490°C) nimmt die Härte in der WEZ auf minimal 300HV0.1 ab. Die WEZ weist dabei eine Breite von ca. 20 mm auf.

Um die für die Härteabnahme in der WEZ verantwortlichen mikrostrukturellen Vorgänge, sowie deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften, für alle Werkstoffe (22MnB5, AA6016 und AZ31) in Abhängigkeit der im Laserschweißprozess wirkenden Temperaturen zu identifizieren, wurde eine weitere Versuchsreihe durchgeführt. In dieser soll außerdem analysiert werden, warum die Aluminiumbleche AA6016 nie direkt im Kontakt zur Fügezone (höchste Energieeinbringung), sondern immer in einem Abstand von 8-12 mm zu dieser versagten. Für die Untersuchungen wurden am LWT Blechstücke der unterschiedlichen Materialien bei verschiedenen Temperaturen ausgelagert. Die Wärmebehandlungszeit wurde im Vergleich zum Schweißprozess zu einem leicht erhöhten Wert von 90 s (darunter ca. 30 s Aufheizzeit) festgesetzt. Für eine erste Beurteilung wurde jeweils die Härte der verwendeten Materialien in Abhängigkeit der Wärmebehandlungstemperatur gemessen. Die Verläufe der Härtewerte sind für alle drei Werkstoffe in **Bild 35** dargestellt. Bei den Werkstoffen 22MnB5

und AZ31 nimmt die Härte mit zunehmender Temperatur ab. Bei der Legierung AA6016 kann dagegen eine kritische Temperatur von 450°C ermittelt werden, bei der die niedrigste Härte gemessen wurde. Bei weiter erhöhter Temperatur steigt die Härte der Legierung AA6016 wieder an. Um nachzuweisen, dass die Tendenz der Härtewerte auch auf die Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Temperatur übertragbar ist, wurden anschließend Zugversuche mit bei entsprechender Temperatur wärmebehandelten Zugproben durchgeführt. Die Ergebnisse sind in **Tabelle 7** zusammengefasst.



**Bild 34:** Härtemappings im Stahlsubstrat 22MnB5 in Abhängigkeit der Induktorvorwörung (Laserenergie=2,75 kW=konstant)



**Bild 35:** Härte der verschweißten Legierungen in Abhängigkeit der Auslagerungstemperatur ( $t_{\text{Aus}} = 90 \text{ s}$ )

**Tabelle 7:** Zugfestigkeiten der bei unterschiedlichen Temperaturen wärmebehandelten Blechproben

Temperatur [°C]	Mittelwert der Zugfestigkeit [MPa]		
	22MnB5	AZ31	AA6016
200	1600	252	263
300	1510	251	245
350	-	251	214
400	1350	251	171
450	-	250	148
500	1140	249	153
550	1030	248	168
600	970	243	229

**Tabelle 7** ist zu entnehmen, dass die Festigkeit des höchstfesten Stahl 22MnB5 bei erhöhter Auslagerungstemperatur deutlich abnimmt. Dabei sei darauf hingewiesen, dass hier etwas längere Wärmebehandlungszeiten als im Schweißprozess genutzt wurden, um die Vorgänge in der WEZ verstärkt abzubilden. Die Festigkeit der WEZ des Stahls 22MnB5 erreicht dabei ihren niedrigsten Wert direkt in der Schweißzone an der Anbindungsfläche zum

Schweißzusatzwerkstoff, da hier die höchste Energie eingebracht wurde. Im Vergleich zu den Festigkeiten der Fügezone und des Leichtmetalles ist die Festigkeitsabnahme des Stahls 22MnB5 nahe der Schweißnaht jedoch als unkritisch zu bewerten. Von größerer Bedeutung ist hier die Breite der WEZ des 22MnB5, die bei hoher Laserleistung und Induktorvorwärmung mehrere Millimeter betragen kann. In der Legierung AZ31 ist nahezu keine Abnahme der Zugfestigkeit in der WEZ nachzuweisen. Die etwas geringere Festigkeit bei höherer Temperatur ist hier einzig auf Kornwachstum zurückzuführen. Analog zum Stahl 22MnB5 wird bei der Magnesiumlegierung AZ31 die niedrigste Zugfestigkeit bei höchster Auslagerungstemperatur erreicht. Dieser Zusammenhang lässt sich dagegen nicht für die aushärtbare Legierung AA6016 nachweisen. Hier wird die niedrigste Festigkeit bei einer Temperatur von 450°C erreicht und nimmt bei höherer Auslagerungstemperatur wieder zu. Die für diese Temperatur bestimmte Zugfestigkeit von 148 MPa liegt dabei aufgrund der längeren Auslagerungszeit ebenfalls unterhalb der Festigkeit von etwa 200-220 MPa, bei der die lasergeschweißten Fügeverbindungen in der AA6016 Legierung bei Zugversuchen versagten. Die niedrige Festigkeit bei 450°C ist auf die Vergrößerung der Ausscheidungen des Typs  $Mg_2Si$  zurückzuführen. Diese Ausscheidungen werden in der AA6016 Legierung vor dem industriellen Einsatz zunächst bewusst in einem Auslagerungsprozess gebildet, um die Festigkeit der Legierung zu steigern. Diese sind jedoch nach der Auslagerung sehr fein. Die Wärmeeinbringung im Schweißprozess hat dann eine Vergrößerung der Ausscheidungen zur Folge, was mit einer Abnahme von Festigkeit und Duktilität der Legierung verbunden ist. Bei weiter erhöhter Temperatur ( $> 500^\circ C$ ) werden die  $Mg_2Si$  Ausscheidungen wieder aufgelöst. Wird das Blech nun kurz gelagert (wenige Tage) bilden sich die  $Mg_2Si$  Ausscheidungen sehr fein wieder neu (sog. Kaltauslagern) und die Festigkeit der AA6016 Legierung nimmt wieder zu. Das Versagen der 22MnB5-AA6016 Verbunde im Zugversuch fand aus diesem Grund nicht direkt an der Schweißnaht statt, sondern immer mit einem Abstand von 8-12 mm im AA6016 Blech. In diesem Bereich vergrößerten die Ausscheidungen am stärksten, ohne erneut gelöst zu werden. Entsprechend wird an dieser Stelle die geringste Festigkeit erreicht.

## **2. der wichtigsten Positionen des zahlenmäßigen Nachweises**

Die zahlenmäßig wichtigsten Positionen bezüglich der Kosten können wie folgt aufgeschlüsselt werden:

a) Personalkosten

Der größte Posten kann hier den Personalkosten der wissenschaftlichen Mitarbeiter und den am Projekt beteiligten Techniker und studentischen Hilfskräften zugeordnet werden.

b) Miete für Gasflaschen

Für die Durchführung von Wärmebehandlungen und den metallkundlichen Untersuchungen am Elektronenmikroskop war die Nutzung spezieller prozessgase erforderlich. Neben den Kosten der Gase fiel entsprechend Miete für die Verwendung der Gasflaschen an,

c) Software (Gegenstände über 410 EUR)

Vorzugsweise sind in diesem Zusammenhang Kosten für die Software ThermoCalc, Dictra und Catia zu nennen. ThermoCalc fand für die Berechnung binärer und ternärer Phasendiagramme und der Abbildung des Erstarrungsverhaltens der optimierten Zusatzwerkstoffe Anwendung. Das Programm Dictra basiert auf der Software ThermoCalc und erlaubt es mit speziellen Mobilitätsdatenbanken Stofftransportmechanismen zu simulieren. Besonders bei der Findung geeigneter Strategien zur Vermeidung spröder intermetallischer Phasen waren die Ergebnisse aus diesen Diffusionsberechnungen richtungweisend. Bei der Software Catia handelt es sich um ein technisches Zeichenprogramm. Mit diesem wurden technische Zeichnungen für die Probenherstellung und der Herstellung von probenaufnahmen für die mechanische Versuche erstellt.

d) Dienstreisen

Die Dienstreisen galten dem Informationsaustausch zwischen den einzelnen Teilnehmern im Projektkonsortium. Dabei fanden neben den halbjährlichen Treffen des gesamten Projektkonsortiums auch Treffen einzelner Projektpartner statt. Weitere Reisekosten sind der Vorstellung der Projektergebnisse auf Tagungen und der Durchführung von Experimenten an dritten Forschungsstellen zuzuordnen.

c) Sonst. Allg. ver. Ausg.

Vorzugsweise alle Verbrauchsmaterialien zur Herstellung, Aufbereitung von Proben und der Notwendigkeit weiterer Hilfsstoffe zur Durchführung von Experimenten sind unter dieser Position aufgefasst. So umfasst die metallkundliche Untersuchung die Probenherstellung durch Trennen, Einbetten, Schleifen, Polieren und Ätzen. Für diese Prozessschritte sind geeignete Trennscheiben, leifähiges Epoxidharz für die Probeneinbettung, Schleifscheiben in unter-

schiedlicher Körnung und Poliertücher mit den entsprechenden Diamantsuspensionen erforderlich. Auch für die experimentelle Untersuchung wie DSC-Messungen, Wärmebehandlung, werden spezielle Bauteile zur Probenaufnahme (Platintiegel bei DSC-Messungen, Ersatzdiamantindenter für Nanoindentationsversuche, Probenaufnahme für mech. Versuche, DMS-Streifen, etc.) oder zur Anpassung der Probenkörper an die jeweilige Messapparatur elektronische und mechanische Kleinteile benötigt.

### **3. der Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit**

Ziel des Projektes war die Entwicklung/Optimierung eines thermischen Fügeverfahren zur Herstellung von Stahl-Aluminium und Stahl-Magnesium Verbunden für den Automobilbau.

Um das Fügeverfahren und die Eigenschaften der verbundenen Werkstoffe nach dem Fügeprozess vollständig bewerten zu können musste zunächst der Ausgangszustand der Materialien vollständig charakterisiert werden.

Die Ausbildung der Fügezone und die damit verbundenen Verbundfestigkeiten hängen von der Wahl geeigneter Zusatzwerkstoffe ab. Aus diesem Grund mussten für die speziellen Anforderungen der Multimaterialverbindungen Zusatzwerkstoffe neu entwickelt und charakterisiert werden. Weiterhin ergaben Vorversuche, dass die Löteignung des beschichteten höchstfesten Stahles 22MnB5 aufgrund der Oxidschicht an der Schichtoberfläche sehr schlecht ist. Daher war eine Konditionierung der Schichtoberfläche vor dem thermischen Fügeprozess erforderlich. Dazu mussten ein geeignetes Verfahren entwickelt und die Eigenschaften der konditionierten Schicht vollständig analysiert werden.

Die geringe Bruchzähigkeit und hohe Härte der auf dem Presshärtestahl 22MnB5 aufgetragenen AS-Schicht ist nicht nur für den thermischen Fügeprozess, sondern auch für den Werkzeugverschleiß beim Presshärten äußerst kritisch zu bewerten. Durch Anpassung der Presshärteparameter oder der chemischen Zusammensetzung der Schicht kann diese in duktilere Phasen mit deutlich geringerer Härte umgewandelt werden. Die so gewonnenen Ergebnisse ermöglichen nicht nur eine Optimierung hinsichtlich des Fügeprozesses sondern des eigentlichen Herstellungsprozesses (Verringerung von Werkzeugverschleiß).

Aufgrund der Problematik der Ausbildung spröder intermetallischer Phasen an der Stahl-Aluminium Grenzfläche war es notwendig die Ausbildung dieser Phasen in Abhängigkeit der Prozessparameter detailliert zu bewerten. Weiterhin war die Benetzung der Stahloberfläche

mit dem Schweißzusatzwerkstoff durch Anpassung der Prozessparameter so zu optimieren, dass eine hohe Anbindungslänge erreicht wird. Das Benetzungsverhalten konnte dabei durch eine induktive Vorwärmung der Stahloberfläche signifikant verbessert werden. Die Wirkungsweise der induktiven Vorwärmung galt es ebenfalls vollständig zu qualifizieren. Um eine Bewertung der zuvor genannten Eigenschaften bei allen Fügeverbindungen in Abhängigkeit der verwendeten Prozessparameter zu ermöglichen mussten mikroskopische und mechanische Untersuchungen durchgeführt werden. Dazu mussten die Fügeverbindungen zunächst mechanisch in entsprechende Probengeometrien getrennt werden. Es folgte eine Präparation und mikroskopische Bewertung der Anbindungszone aller Fügeverbindungen. Weiterhin wurden diese im Zug-/Scherversuch hinsichtlich ihrer Verbundfestigkeit charakterisiert.

Beim thermischen Fügen werden immer auch die Eigenschaften der zu fügenden Ausgangswerkstoffe beeinflusst. Durch die Wärmeeinbringung im Schweißlötprozess wird in den Werkstoffen eine Wärmeeinflusszone ausgebildet in der deren mechanischen und physikalischen Eigenschaften beeinträchtigt werden können. Die gefügten Werkstoffe müssen jedoch nach dem Fügeprozess noch die geforderten mechanischen Eigenschaften aufweisen. Aus diesem Grund musste die Ausbildung der Wärmeeinflusszone für alle gefügten Werkstoffe untersucht und bewertet werden.

#### **4. des voraussichtlichen Nutzens, insbesondere der Verwendbarkeit des Ergebnisses im Sinne des fortgeschriebenen Verwertungsplans**

Die entwickelten Fügeverfahren befähigen zur reproduzierbaren Herstellung von Stahl-Aluminium und Stahl-Magnesium Multimaterialverbindungen. Dies ermöglicht eine weitere Förderung der Leichtbauweise und somit eine Reduzierung der CO<sub>2</sub>-Emissionen im Automobilbau. Die Wichtigkeit der Verringerung von CO<sub>2</sub>-Emissionen wird noch einmal durch aktuell veröffentlichte Zahlen zum CO<sub>2</sub>-Ausstoß unterstützt. Die CO<sub>2</sub>-Emissionen pro Jahr lagen im letzten Jahr auf einem neuen Höchststand, sodass hier dringender Handlungsbedarf besteht. Eine Senkung des Fahrzeuggewichtes kann dazu einen erheblichen Beitrag leisten. Für die optimale Umsetzung des Leichtbaukonzeptes ist die Verwendung von unterschiedlichen Werkstoffen in Abhängigkeit der Anforderungen verschiedener Karosseriebauteile notwendig. Dies wirft jedoch die Problematik der Entwicklung geeigneter Fügeverfahren auf. Leichtmetalle, die zur Verringerung des Fahrzeuggewichtes eingesetzt werden und höchstfeste Stähle für sicherheitsrelevante Bauteile können nun direkt vollautomatisiert thermisch gefügt werden. Im Vergleich zu mechanischen Verfahren kann dabei die Problematik des hohen Werkzeugverschleißes beim Fügen höchstfester Stähle umgangen werden. Zum Abschluss des Projektes

wurden bereits Demonstratoren von den Projektpartnern hergestellt, die hinsichtlich ihrer Leistungsfähigkeit auf Biegebeanspruchung positiv bewertet wurden.

Speziell die Optimierung des AS-Schichtsystems auf dem Presshärtestahl 22MnB5 eröffnet die Möglichkeit nicht nur die Löt eignung, sondern auch den Herstellungsprozess, zu verbessern. Der Verschleiß der Werkzeuge im Presshärtevorgang wird maßgeblich durch die hohe Härte und Sprödigkeit der Schicht bestimmt. Hier ermöglicht die Umwandlung der Schicht in weichere und duktilere Schichtbestandteile eine deutliche Senkung des Werkzeugverschleißes. Eine vollständige Charakterisierung des Tribosystems Werkzeug-22MnB+Beschichtung ist bis heute nicht der Literatur zu entnehmen.

Die im Projekt gewonnen Erkenntnisse zur Phasenbildung und möglichen Optimierungen des AS-Schichtsystems wurden bereits in zwei Veröffentlichungen einem breiten Fachpublikum zugänglich gemacht. Die hohe aktuelle Relevanz dieser Forschungsarbeiten wird durch die Tatsache bestätigt, dass diese Veröffentlichungen bereits mehrfach von anderen Autoren zitiert wurden.

#### **5. des während der Durchführung des Vorhabens dem ZE bekannt gewordenen Fortschritts auf dem Gebiet des Vorhabens bei anderen Stellen**

Während der gesamten Prozesslaufzeit wurden stets neue Veröffentlichungen und Berichte anderer Forschungseinrichtungen gesichtet und die Ergebnisse in eigene Überlegungen einbezogen. Speziell zur Schichtentwicklung im AS-System wurden Untersuchungen zu Phasenumwandlungen in der Schicht in Abhängigkeit verschiedener Parameter publiziert. Diese Ergebnisse waren dabei in Einklang mit den im Rahmen dieses Projektes aufgenommen Ergebnissen. Eine Bewertung der Eignung zum thermischen Fügen oder des mit den Eigenschaften der Schicht verbundenen Werkzeugverschleißes ist diesen jedoch nicht zu entnehmen.

Auch zum thermischen Fügen von Stahl-Leichtmetalllegierungen sind in der Projektzeit verschiedene Ergebnisse publiziert worden. Jedoch wurde in diesen Untersuchungen kein beschichteter Stahl verwendet. Die Aufgabenstellung einen beschichteten, höchstfesten Stahl thermisch zu fügen stellt jedoch eine zentrale Problemstellung dieses Projektes dar. Grundsätzlich wurde auch in diesen Veröffentlichungen das CMT-, bzw. Laserschweißen als geeignete Verfahren für das artungleiche Fügen von Stahl und Leichtmetalllegierungen herausgestellt. Die zusätzliche Anwendung einer induktiven Vorwärmung behandeln diese jedoch nicht.

## 6. der erfolgten oder geplanten Veröffentlichungen des Ergebnisses

### Geplante Veröffentlichungen für 2014/2015:

- a) Über das Schweißen von Stahl-Leichtmetall-Verbunden
- b) Oberflächenkonditionierung der 22MnB5-Schichtoberfläche für das thermische Fügen mit den Leichtmetallen Aluminium und Magnesium
- c) Ausbildung der Wärmeeinflusszone im thermischen Multimaterialfügeprozess

### Bereits eingereichte Veröffentlichungen für 2014:

M. Windmann, H. Kügler, A. Röttger, W. Theisen, F. Vollertsen: Joining of Aluminum to High-Strength Steel: Laser Beam Welding as a New Approach to Lightweight Design in the Automotive Industry, bei Journal of Materials Processing Technology eingereicht.

### 2014:

M. Windmann, A. Röttger, W. Theisen: Formation of intermetallic phases in Al-coated hot-stamped 22MnB5 sheets in terms of coating thickness and Si content, Surface and Coatings Technology Vol. 246, pp. 17-25 (Mai 2014)

### 2013:

M. Windmann, A. Röttger, W. Theisen: Phase formation at the interface between a boron alloyed steel substrate and an Al-rich coating, Surface and Coatings Technology Vol. 226, pp. 130-139 (Juli 2013)

M. Windmann, A. Röttger, W. Theisen: Schweißen von pressgehärteten Stählen mit Al-Basiswerkstoffen, Tagungsband zum 16. Werkstofftechnischen Kolloquium und zur 10. Industriefachtagung "Oberflächen- und Wärmebehandlungstechnik", Vol.50, pp. 381–387

M. Windmann, A. Röttger, W. Theisen: Influence of silicon on the formation of intermetallic phases in an AISi10Fe3 coating deposited on the high strength steel 22MnB5, 9th Delta User Meeting & Annual Report

2012:

M. Windmann, A. Röttger, W. Theisen: Forming of intermetallic phases at the interface of steel–aluminium compounds, 8th Delta User Meeting & Annual Report

M. Windmann: Phase formation at the interface between steel and aluminum during heat treatment, Junior Euromat Lausanne



**Kurzfassung des Schlussberichtes zum Förderprojekt  
im BMBF Rahmenprogramm  
„Werkstoffinnovationen für Industrie und Gesellschaft – WING“  
(gemäß 3.2 NKBF98)**

ZE:	Förderkennzeichen:
<b><i>Ruhr Universität Bochum</i></b>	<b><i>03X3032 G</i></b>
Vorhabensbezeichnung:	
<b><i>Verbundprojekt: Hybrides Fügen von Multimaterialsystemen für Kraftfahrzeuge („Hybrides Fügen“)</i></b>	
<b><i>Teilprojekt: Werkstofftechnik zum hybriden Fügen von Multimaterialsystemen</i></b>	
Laufzeit des Vorhabens:	
<b><i>01.04.2011 bis 31.03.2014</i></b>	

**Ruhr-Universität Bochum**

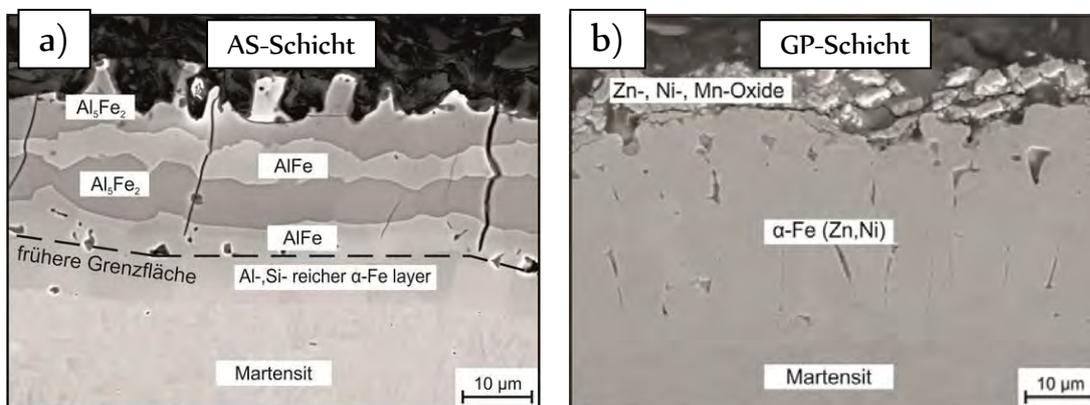
Universitätsstr. 150

44801 Bochum

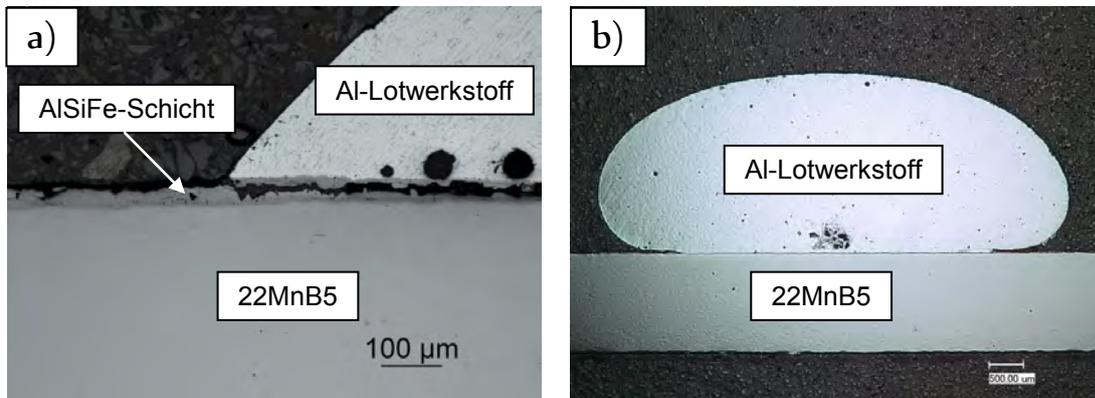
Bearbeiter: Dipl.-Ing. Matthias Windmann, Dr.-Ing. Arne Röttger  
Die Verantwortung für den Inhalt dieser Veröffentlichung liegt beim Autor

Ziel des Verbundprojektes war die Entwicklung einer neuen hybriden Fügetechnologie zur Verbindung artungleicher Metalle in der Automobilindustrie. Im Zentrum des Interesses lagen dabei im Crashfall hochbelastete Karosserieelemente wie die B-Säule und Stoßfängermodule und die Verbindung von Seitenteilen und Dachelementen. Hier müssen höchstfeste, bisher nur bedingt schweißbare Stähle mit Festigkeiten bis zu  $R_m=1900\text{N/mm}^2$  mit konventionellen Stählen (z.B. DX53), mit Aluminiumlegierungen (z.B. AA 6016) und Magnesiumwerkstoffen (z.B. AZ31) gefügt werden. Dazu soll ein thermisches Fügeverfahren entwickelt/optimiert werden, dass reproduzierbar das Fügen dieser Werkstoffe mit hoher Verbundfestigkeit ermöglicht. Im Rahmen des Projektes fanden hierzu ein kombinierter Prozess aus Laserschweißung und magnetischer Induktion sowie das Cold Metal Transfer (CMT) Lichtbogenschweißen Anwendung.

Um eine Oxidation der Stahloberfläche im Presshärteprozess zu vermeiden wird der höchstfeste Stahl 22MnB5 mit einer GP (ZnNi) oder AS (AlSiFe) Oxidationsschutzschicht versehen. Diese ist im Ausgangszustand in **Bild 1** dargestellt. Beide Schichten sind durch Oxide an der Oberfläche gekennzeichnet. Zusätzlich ist im Querschnitt der AS-Schichten eine hohe Rissdichte nach dem Presshärten zu registrieren. Erste Lötversuche auf den unbehandelten AS- und GP-Schichtoberflächen hatten ein Versagen auf oder in den Schichten zur Folge (**Bild 2**).



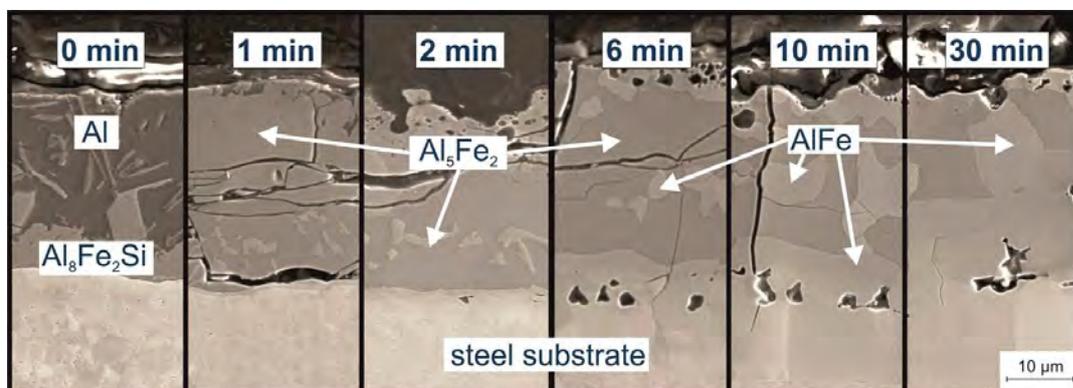
**Bild 1:** a) Querschnitt der AS (AlSi10Fe3)-Schicht nach dem Presshärten, b) Querschnitt der GP (ZnNi10)-Schicht nach dem Presshärten



**Bild 2:** Lotversuch auf der unbehandelten a) AS-Schicht, b) GP-Schicht

Das Versagen der Lotung auf der AS-Schicht erfolgte entlang der spröden, rissdurchsetzten AlSiFe-Schicht. Bei der Lotung auf der GP-Schicht wurde eine gute Benetzung des Lotes auf dem beschichteten Stahl durch die Oxide an der Oberfläche behindert. Bei der AS-Schicht müssen vor dem thermischen Fügeprozess sowohl die spröden und rissbehafteten Schichtanteile als auch die Oxide abgetragen/umgewandelt werden. Weil die GP-Schicht nach der Presshärtung keine Risse aufweist müssen hier nur die Oxide auf der Oberfläche abgetragen werden.

Um die Möglichkeit einer Umwandlung spröder Schichtbestandteile zu bewerten musste zunächst die Phasenbildung in der AS-Schicht während des Presshärtens charakterisiert werden (**Bild 3**).



**Bild 3:** Schichtzusammensetzung in Abhängigkeit der Austenitisierungszeit bei 920°C

Die Phasenumwandlungen in der Schicht kann wie folgt zusammengefasst werden:



Nach einer Austenitisierungszeit von  $t_{\text{AUS}} = 6$  min bei  $920^\circ\text{C}$ , was den Standardparametern des Presshärteprozesses entspricht, können in der Schicht die Phasen  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$  (ca. 60 Vol.-%) und  $\text{AlFe}$  (ca. 40 Vol.-%) quantitativ ermittelt werden. Es ist weiterhin zu erkennen, dass die Rissdichte in Richtung längerer Austenitisierungszeit abnimmt.

Um die Rissdichte in der Schicht zu reduzieren müssen die spröden Schichtanteile (Phasen  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ ,  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{Fe}$ ) vollständig in die duktilere Phase  $\text{AlFe}$  umgewandelt werden. Dies kann durch die Erhöhung der Austenitisierungszeit auf über  $t_{\text{AUS}} = 30$  min bei  $T_{\text{AUS}} = 920^\circ\text{C}$  oder durch die Erhöhung der Temperatur auf  $T_{\text{AUS}} = 1000^\circ\text{C}$  und gleichbleibender Austenitisierungszeit von  $t_{\text{AUS}} = 6$  min erreicht werden. Alternativ ermöglicht die Erniedrigung der Schichtdicke eine schnellere Umwandlung der Schicht. Eine Erniedrigung des Si-Gehaltes auf 1,5 Gew.-% führte nicht zu einer schnelleren Umwandlung der Schicht.

Auf der Oberfläche der AS/GP-Schichten konnten in allen Zuständen Oxidschichten nachgewiesen werden. Aus diesem Grund konnte auf eine Reinigung der Oberfläche nicht verzichtet werden kann. Das Sandstrahlen ermöglicht ein vollständiges Ablösen der Oxidhäute bei AS- und GP-Schichten. Weiterhin werden auch die spröden Schichtanteile der AS-Schicht fast vollständig abgetragen. Das Sandstrahlen erfolgte in einem Handprozess unter Verwendung des Abrasivs  $\text{SiO}_2$  (90-355  $\mu\text{m}$ ) bei einem Druck von 3 bar. Nach dem Abtrag werden jedoch dünne neue Oxidschichten ausgebildet. Aus diesem Grund wurde für den thermischen Fügeprozess im Rahmen des Projektes zusätzlich ein Flussmittel eingesetzt.

Auf Basis von Versuchsreihen wurde der  $\text{AlSi3Mn}$  als Schweißzusatzwerkstoff für das Schweißen von 22MnB5+AS-Schicht mit AA6016, die  $\text{ZnAl15}$  Legierung als Schweißzusatzwerkstoff für das Fügen von 22MnB5+GP-Schicht mit AA6016 und AZ31 für das Fügen des 22MnB5+AS mit der Magnesiumlegierung AZ61 ausgewählt.

Bei optimalen Prozessparametern wurden 22MnB5-AA6016 Verbundfestigkeiten bis 220 MPa im Zugversuch erreicht. Bei diesen Fügeverbindungen erfolgte das Versagen im Zug-/Scherversuch nicht in der Fügezone, sondern ca. 10 mm entfernt im AA6016 Blech. Die erreichten Zugfestigkeiten liegen nur ca. 10 bis 20 MPa unterhalb der Zugfestigkeit der 6016-Aluminiumlegierung im Einsatzzustand. Somit hat die Ausbildung der Wärmeeinflusszone (WEZ) in der AA6016 Legierung nur eine geringe Festigkeitsabnahme zur Folge. Die zentrale Zielsetzung des Projektes Stahl-Aluminiumverbunde mit hohen Zug-/Scherfestigkeiten reproduzierbar herzustellen, konnte somit erreicht werden.

Im Rahmen dieses Projektes wurde erstmals ein Induktor in den Laserschweißprozess integriert. Dieser war dem eigentlichen Laserstrahl als Primärschweißquelle vorgeschaltet und ermöglichte eine Vorwärmung der Stahloberfläche und eine Aktivierung des Flussmittels. Auf diese Weise konnte die Benetzung der 22MnB5 Oberfläche mit dem Schweißzusatzwerkstoff deutlich optimiert werden.

Im Rahmen der im Projekt untersuchten Laserschweißparameter lag die durchschnittliche Dicke des spröden Phasensaums an der Stahl-Aluminium Grenzfläche mit wenigen Ausnahmen (hohe Laserleistung) unter den in der Literatur als kritischen Grenzwert dokumentierten 10 µm. Somit ist die Dicke des intermetallischen Phasensaums an der Stahl-Aluminium Grenzfläche hier nicht als kritischste Größe im Laserschweißprozess zu bewerten. Aus den Untersuchungen geht hervor, dass eine minimale Benetzungslänge von ca. 4000 µm notwendig ist, um eine Stahl-Aluminium Grenzflächenscherfestigkeit zu erreichen, die die Zugfestigkeit der AA6016 Legierung übersteigt.

Im vollautomatisierten CMT-Schweißprozess (MSG-Schweißen) konnten ebenfalls geeignete Prozessparameter für das Fügen von 22MnB5+AA6016 identifiziert werden. In diesen Prozess konnte jedoch keine induktive Vorwärmung integriert werden. Daher ist das Prozessfenster des CMT-Prozesses im Vergleich zum Laserschweißprozess deutlich kleiner. Weiterhin ist die Reproduzierbarkeit der mittels CMT-Prozess hergestellten Fügeverbindungen bis zu Ende der Projektlaufzeit nicht vollständig gewährleistet. Dies ist in erster Linie darauf zurückzuführen, dass in den vollautomatisierten Prozess nur bedingt eingegriffen werden kann. Eine Optimierung/Anpassung einzelner Prozessparameter ist zum Teil nicht möglich.

Nachfolgend werden die Parametersätze aufgeführt, die in Zusammenarbeit mit BIAS für das Laserschweißen von den AS-, bzw. GP beschichtetem 22MnB5 mit der Aluminiumlegierung AA6016 identifiziert und auf Reproduzierbarkeit geprüft wurden. Die Fokusslage beschreibt dabei den Abstand des Fokuspunktes von der Werkstückoberfläche. Der Drahtdurchmesser betrug immer 1,2 mm. Für das gesamte Prozessfenster (geeignete Parametervariationen) sei an dieser Stelle auf den Bericht des BIAS verwiesen.

**Tabelle 1:** Identifizierte, optimale Prozessparameter für das Laserschweißen von 22MnB5-AA6016 Verbunde

Schicht- typ	Laser- leistung	Induktive wärmung	Vor- Fokus	Prozessvor- schub	Drahtvor- schub
-----------------	--------------------	----------------------	---------------	----------------------	--------------------

AS	2,7 kW	490°C	20 mm	0,5 m/min	2,6 m/min
GP	0,75 kW	450°C	20 mm	0,2 m/min	1,3 m/min

Für das thermische Fügen des 22MnB5 mit der AZ31 Magnesiumlegierung konnte nur ein enges Prozessfenster das Schweißen von 22MnB5 mit der AZ31 Legierung identifiziert werden. Bei den meisten Schweißparametersätzen erfolgte bereits während bzw. direkt nach dem Schweißprozess ein Versagen der Fügeverbindung entlang der 22MnB5-AZ61 Schweißzusatzwerkstoff Grenzfläche. Das Versagen ist dabei auf eine schlechte Anbindung des Schweißzusatzwerkstoffes auf der Stahloberfläche als Folge verstärkter Oberflächenoxidation zurückzuführen. Nachfolgend sind die im Projekt identifizierten optimalen Prozessparameter für die Fügeverbindung 22MnB5+AS mit AZ31 in **Tabelle 2** dargestellt.

**Tabelle 2:** Identifizierte, optimale Prozessparameter für das Laserschweißen von 22MnB5-AA6016 Verbunde

Schicht typ	Laser- leistung	Induktive Vorwärmung	Fokus	Prozessvor- schub	Drahtvor- schub
AS	2,7 kW	490°C	20 mm	0,5 m/min	2,6 m/min

Bei der Verwendung der zuvor genannten Schweißparameter wurde eine Verbundfestigkeit von 220 MPa im Zug-/Scherversuch erreicht. Das Versagen erfolgte dabei im Schweißzusatzwerkstoff AZ61.

Zusammenfassend konnte speziell für das Laserschweißen des AS/GP beschichteten 22MnB5 mit der Aluminiumlegierung AA6016, als auch mit der Magnesiumlegierung AZ31 ein geeignetes Parameterfenster identifiziert werden. Dabei wurden entsprechend der Zielsetzungen Zugfestigkeiten (Scherbelastung der Anbindungsfläche) oberhalb 200 MPa erreicht, wobei die Anbindungs-/Fügezone bei Scherbeanspruchung nicht kritischer Bereich der Fügeverbindung ist. Dies wurde durch begleitende mikrostrukturelle Untersuchungen und Charakterisierung des Anbindungsverhaltens in Abhängigkeit der Schweißparameter begleitet. Das Projektziel „Herstellung von Fe-Al und Fe-Mg-Verbunden mit einem Versagen im Zusatz- oder Grundwerkstoff“ gilt somit als erfolgreich erfüllt.

Die entwickelten Fügeverfahren befähigen zur reproduzierbaren Herstellung von Stahl-Aluminium und Stahl-Magnesium Multimaterialverbindungen. Dies ermöglicht eine weitere Förderung der Leichtbauweise und somit eine Reduzierung der CO<sub>2</sub>-Emissionen im Automobilbau. Die Wichtigkeit der Verringerung von CO<sub>2</sub>-Emissionen wird noch einmal durch aktuell veröffentlichte Zahlen zum CO<sub>2</sub>-Ausstoß unterstützt. Die CO<sub>2</sub>-Emissionen pro Jahr lagen im letzten Jahr auf einem neuen Höchststand, sodass hier dringender Handlungsbedarf besteht. Eine Senkung des Fahrzeuggewichtes kann dazu einen erheblichen Beitrag leisten. Für die optimale Umsetzung des Leichtbaukonzeptes ist die Verwendung von unterschiedlichen Werkstoffen in Abhängigkeit der Anforderungen verschiedener Karosseriebauteile notwendig. Dies wirft jedoch die Problematik der Entwicklung geeigneter Fügeverfahren auf. Leichtmetalle, die zur Verringerung des Fahrzeuggewichtes eingesetzt werden und höchstfeste Stähle für sicherheitsrelevante Bauteile können nun direkt vollautomatisiert thermisch gefügt werden. Im Vergleich zu mechanischen Verfahren kann dabei die Problematik des hohen Werkzeugverschleißes beim Fügen höchstfester Stähle umgangen werden. Zum Abschluss des Projektes wurden bereits Demonstratoren von den Projektpartnern hergestellt, die hinsichtlich ihrer Leistungsfähigkeit auf Biegebeanspruchung positiv bewertet wurden.

Speziell die Optimierung des AS-Schichtsystems auf dem Presshärtestahl 22MnB5 eröffnet die Möglichkeit nicht nur die Lötbarkeit, sondern auch den Herstellungsprozess, zu verbessern. Der Verschleiß der Werkzeuge im Presshärtevorgang wird maßgeblich durch die hohe Härte und Sprödigkeit der Schicht bestimmt. Hier ermöglicht die Umwandlung der Schicht in weichere und duktilere Schichtbestandteile eine deutliche Senkung des Werkzeugverschleißes. Eine vollständige Charakterisierung des Tribosystems Werkzeug-22MnB+Beschichtung ist bis heute nicht der Literatur zu entnehmen.

Die im Projekt gewonnenen Erkenntnisse zur Phasenbildung und möglichen Optimierungen des AS-Schichtsystems wurden bereits in zwei Veröffentlichungen einem breiten Fachpublikum zugänglich gemacht. Die hohe aktuelle Relevanz dieser Forschungsarbeiten wird durch die Tatsache bestätigt, dass diese Veröffentlichungen bereits mehrfach von anderen Autoren zitiert wurden.