

Einfluss des Oberflächen- und Werkstoffzustandes beim Widerstandspunktschweißen partiell formgehärteter Bauteile

Autoren:

M.Sc. Vincent Schreiber, Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoff- und Fügetechnik der OvGU Magdeburg, vincent.schreiber@ovgu.de

M.Sc. Oleksii Sherepenko, Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoff- und Fügetechnik der OvGU Magdeburg, oleksii.sherepenko@ovgu.de

M.Sc. Iwan Schischin, Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoff- und Fügetechnik der OvGU Magdeburg, iwan.schischin@ovgu.de

B.Sc. Yupeng Luo Student am Institut für Werkstoff- und Fügetechnik der OvGU Magdeburg, yupeng.luo@ovgu.de

M.Sc. Maximilian Wohner, Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoff- und Fügetechnik der OvGU Magdeburg, maximilian.wohner@ovgu.de

Prof. Dr.-Ing. Sven Jüttner, Lehrstuhlleiter des Lehrstuhls Fügetechnik am Institut für Werkstoff- und Fügetechnik der OvGU Magdeburg, sven.juettner@ovgu.de

Abstract

Im Rahmen des Forschungsvorhabens „Untersuchungen zum Einfluss des Oberflächen- und Werkstoffzustandes auf die Widerstandspunktschweißbarkeit formgehärteter Bleche“ (DVS-Nr.: 18.939 B / DVS-Nr.: 04.060) erfolgten Untersuchungen zum Einfluss der Oberflächenschichten an Zn- und Al-Si-beschichteten Bauteilen, sowie des Wärmebehandlungszustands und der Korrelation mit deren Schweißignung. Die Variationen der Schicht- und Werkstoffzustände des 22MnB5 bilden den Prozess des partiellen Formhärtens durch den Eingriff in den Ofenprozess nach.

Im vorliegenden Beitrag wird der Einfluss der Wärmebehandlungsparameter auf die Schweißignung von 22MnB5 mit den Aluminium-Silizium Beschichtungen AS80 (80 g/m²) und AS150 (150 g/m²) bei einer Dreiblechanordnung mit 2 Blechen aus 22MnB5 und einem dünnen Blech aus HX340LAD+Z100 (0,7 mm) dargestellt. Diese Blechdickenkombination stellt eine optimale Möglichkeit dar, die im Rahmen des genannten Forschungsprojektes beobachtete Zusammenhänge zwischen Schichtentwicklung und Schweißignung darzustellen.

Im Rahmen des Projektes wurde die Morphologie der Oberflächenschichten, erzeugt mit unterschiedlichen Wärmebehandlungsparametern und deren Einfluss auf die Punktschweißignung untersucht. So wurde die Entwicklung der Beschichtung für charakteristische Temperaturbereiche eines partiell pressgehärteten Bauteils (Ofentemperaturen 700, 800 und 930 °C) und für drei verschiedene Austenitisierungszeiten (4, 6 und 10 Minuten) dargestellt. Veränderungen der Schichtdicke und der Phasenzusammensetzung wurden in Abhängigkeit der Wärmebehandlung mittels Lichtmikroskop ermittelt und mit den Ergebnissen der REM/EDX-Untersuchungen korreliert. Die Schweißignungsanalyse der Dreiblechverbindung erfolgte durch die Bestimmung der Schweißbereiche in Anlehnung an SEP

1220-2. Weiter wurde überprüft, ob die statisch gemessenen Widerstände der Probebleche in Anlehnung an DVS 2929-1 einen Rückschluss auf die Schweißneigung ermöglichen, analog zu den im DVS 2935-3 empfohlenen Werten. Hier konnte für die AlSi-beschichteten Bleche keine Korrelation zwischen den gemessenen Übergangswiderständen und der Größe des Schweißbereiches gefunden werden. Als Kriterium zur Vorhersage der Schweißneigung wird die Zusammensetzung der Schicht resultierend aus dem Wärmebehandlungsprozess vorgeschlagen.

Abstract

Within the framework of the research project "Investigations on the influence of surface and material condition on the resistance spot weldability of partially form-hardened parts" (DVS No.: 18.939 B / DVS No.: 04.060), influence of heat treatment on surface layers on Zn- and Al-Si-coated parts was investigated and correlated with resistance spot weldability of hot stamped parts. The variations of the layer and material conditions of the 22MnB5 represent the process of partial hot stamping by intrusion onto the furnace process.

In this paper the influence of the heat treatment parameters on the weldability of 22MnB5 with the aluminium-silicon coatings AS80 (80 g/m²) and AS150 (150 g/m²) in a three sheet stack-up with 2 sheets of 22MnB5 and a thin sheet of HX340LAD+Z100 (0.7 mm) is presented. This combination of sheet thicknesses represents an optimal opportunity to demonstrate the relationships between layer development and weldability observed in the research project.

Morphology of the surface layers generated with different heat treatment parameters and their influence on the spot weldability was investigated. The development of the coating for characteristic temperature ranges of a partially press-hardened component (furnace temperatures 700, 800 and 930 °C) and for three different furnace times (4, 6 and 10 minutes) was investigated. Changes in layer thickness and phase composition were determined by light microscopy as a function of heat treatment and correlated with the results of the SEM/EDX investigations. The weldability assessment of the three-sheet stack-up was carried out by determining the weldability lobes in compliance with SEP 1220-2. It was checked whether the static contact resistances, measured in accordance with DVS 2929-1, can be correlated with resistance spot weldability, as recommended by DVS 2935-3. No correlation between the measured transition resistances and the size of the weldability lobe could be found for the Al-Si-coated sheets. A criterion for weldability assessment is proposed, based on layer composition, determined by metallographic investigations.

1. Einleitung und Motivation

Zur Realisierung von Leichtbaukonzepten in der Automobilindustrie steigt der Anteil von formgehärteten Bauteilen an der Karosserie, insbesondere für sicherheitsrelevante Strukturbauteile [1]. Durch die Variation der Wärmebehandlungsparameter lassen sich die Eigenschaften dieser Bauteile anpassen, um unterschiedliche Anforderungen hinsichtlich Festigkeit und Verformungsvermögen zu erzielen. Ein Beispiel hierfür sind partielle gehärtete Bauteile, bei denen durch die Variation der Ofendurchlaufzeit sowie unterschiedlicher Temperaturzonen in einem Bauteil verschiedene Werkstoffzustände erreicht werden. Für das Formhärten von 22MnB5 ist bekannt, dass die Ofentemperatur und -zeit einen entscheidenden Einfluss auf die Schichtdicke und –zusammensetzung der Al-Si Beschichtung und damit auch auf

den Schweißprozess bzw. die Schweißeignung besitzt [2]. Für den Einfluss der Beschichtung auf die Widerstandspunktschweißeignung von 22MnB5 als Funktion der Wärmebehandlung liegen bisher nur wenige Erkenntnisse vor. Für die industriell sichere Verarbeitung wurde der Einfluss der Beschichtung und des Wärmebehandlungszustands auf das Widerstandspunktschweißen untersucht. Im folgenden Artikel wird eine Korrelation zwischen der Schichtausbildung und dem Schweißbereich an dem Anwendungsfall einer Dreiblechverbindung aufgezeigt, da sich die Schichteigenschaften bei dieser Konstellation besonders auswirken. Dazu werden die Beschichtungen hinsichtlich ihres statischen Kontaktwiderstands sowie der Schichtzusammensetzung charakterisiert.

2. Versuchswerkstoffe, Methodik und Durchführung der Versuche

Für das dargestellte Versuchsprogramm wurden ein härtpbarer Mangan-Borstahl 22MnB5, beschichtet mit einer Aluminium-Silizium mit einer Auflagemenge von 80 g/m² – AS80 (Blechdicke 1,45 mm) und 150 g/m² – AS150 (Blechdicke 1,5 mm) in Kombination mit einem typischen Tiefziehstahl – HX340LAD, zinkbeschichtet mit 100 g/m² (Blechdicke 0,7 mm), verwendet. Die chemische Zusammensetzung der verwendeten Versuchswerkstoffe ist in Tabelle 1 aufgelistet. Beide Materialien haben vor dem Härten eine ferritisch-perlitische Mikrostruktur. Die Beschichtung besteht im Ausgangszustand aus Aluminium mit ca. 10 Gew. % Silizium.

Tabelle 1 Chemische Zusammensetzung der verwendeten Materialien in Gew.%

| Material | C | Mn | P | S | Si | Al | Ti | B |
|-------------------|-------|-------|--------|--------|-------|-------|-------|--------|
| HX340LAD+Z10 0 | 0,079 | 0,339 | 0,009 | 0,0056 | 0,009 | 0,057 | 0,001 | 0,0002 |
| 22MnB5+AS80 | 0,22 | 1,18 | 0,0109 | 0,002 | 0,259 | 0,03 | 0,04 | 0,0034 |
| 22MnB5+AS150 | 0,23 | 1,18 | 0,0109 | 0,0008 | 0,254 | 0,04 | 0,04 | 0,0032 |

2.1 Wärmebehandlungsparameter zur Nachbildung des partiellen Formhärtens, Schweißanwendung und Schichtanalyse

Beide Beschichtungsvarianten des 22MnB5 wurden unter Verwendung eines Ofens und einer Presse beschrieben in [4] pressgehärtet. Um den Produktionsprozess von partiell gehärteten Bauteilen abzubilden, wurden Bleche mit einer Größe von 300 x 490 mm mit Alkohol gereinigt und in den Ofen platziert, welcher zuvor auf die Arbeitstemperatur (vgl. Tabelle 2) vorgeheizt wurde. Die Bleche verblieben im Ofen für 4, 6 und 10 Minuten, sodass 21 Wärmebehandlungsvarianten für jede Beschichtung erzeugt wurden. Danach wurden die Bleche in eine Presse überführt und mit einer Stempelkraft von 70 kN gepresst und für 60 s abgekühlt. An den gehärteten Blechen erfolgten unterschiedliche Untersuchungen, vgl. Tabelle 2.

Die zur Schweißeignungsanalyse verwendete Dreiblechanordnung besteht aus zwei 22MnB5 Blechen (t = 1,5 mm) mit identischer Beschichtung und Wärmebehandlung und einem Blech aus HX340 LAD (t = 0,7 mm), wie es in Abbildung 1 zu sehen ist. Dort sind auch die ausgewerteten Qualitätsgrößen der Schweißlinse dargestellt.

Die wärmebehandelten Bleche wurden in Übereinstimmung mit dem SEP 1220-2, mithilfe eines Trumpf TruDisk 3001 Festkörperlaser, in 45 x 45 mm Proben geschnitten.

Tabelle 2: Varianten der Wärmebehandlung und der durchgeführten Untersuchungen

| | | Ofentemperatur (°C) | | | | | | |
|---------------------|----|---------------------|-----|-------------|-----|-----|---------------|-----|
| | | 700 | 750 | 800 | 880 | 900 | 930 | 950 |
| Ofenhaltezeit (min) | 4 | S/R/M/D/ E | R | S/R/M/ D | R | R | S/R/M/D | R |
| | 6 | S/R/M/D | R | S/R/M/ D | R | R | S/R/M/D/ E | R |
| | 10 | S/R/M/D | R | S/R/M/ D | R | R | S/R/M/D | R |

R – Messung der Übergangswiderstände; M – Metallographische Untersuchungen;
S – Schweißbereich; D – Messungen der Übergangswiderstände

Die Proben für die metallografische Untersuchung wurden aus der Mitte eines Bleches mittels Präzisionsnasstrenner Buehler Isomet 4000 entnommen, um die Mikrostruktur und den Oberflächenzustand zu untersuchen. Die Proben wurden mit 5% Nitallösung geätzt. Die Aufnahmen der Beschichtung erfolgten bei 500-facher Vergrößerung. Für jedes Bild wurden 10 Linien senkrecht zur Beschichtung aufgenommen und die Beschichtungsbestandteile nach [5] vermessen. Zur Beschreibung der verschiedenen Beschichtungsvarianten wurde jeweils der prozentuale Anteil der einzelnen Bestandteile an der Gesamtschichtdicke berechnet, beschrieben in [6].

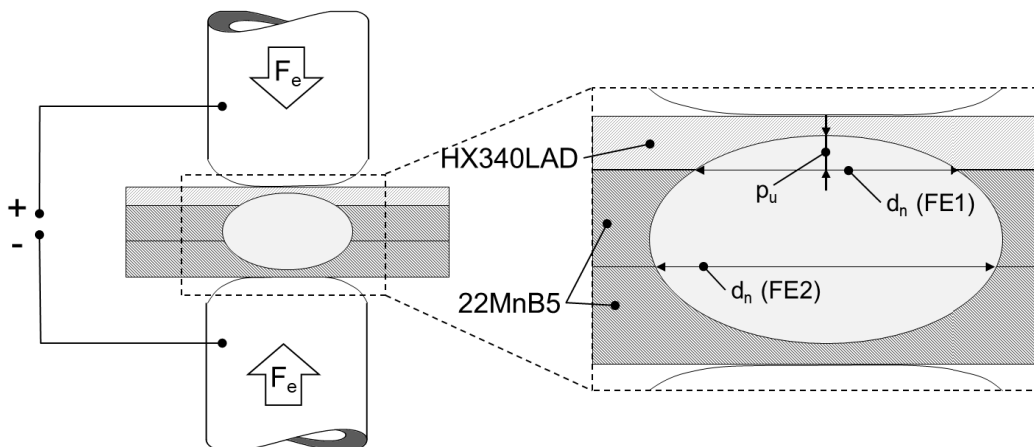


Abbildung 1: Schematischer Aufbau der Dreiblechverbindung mit eingezeichneten Fügeebenen FE1 und FE2, Linseneindringtiefe in das dünne Blech und Polarität

2.2 Messung der Übergangswiderstände

Die Messung der einzelnen statischen Widerstände einer Zweiblechverbindung erfolgte für das Al-Si beschichtete Material im pressgehärteten Zustand in Anlehnung an [7] und [8]. Für die Messung wurde ein Gleichstrom I_M von 10 A und eine Elektrodenkappe F0-16-20 (Abbildung 3 a) mit einer pneumatisch aufgebrachtene Elektrodenkraft F_E von 3,5 kN verwendet.

Das Messverfahren, schematisch dargestellt in Abbildung 2 und detailliert beschrieben in [6] erlaubt die Messung einzelner Spannungsabfälle und dadurch die Berechnung einzelner Widerstandskomponenten nach dem ohmschen Gesetz (Formel 1):

- Gesamtwiderstand zwischen oberer Elektrode/Blech ($R_{E/B-o}$),
- Gesamtwiderstand am Übergang Blech/Blech ($R_{B/B}$) und
- Gesamtwiderstand zwischen unterer Elektrode/Blech ($R_{E/B-u}$).

$$R = \frac{U}{I} \quad (1)$$

Dieser Versuchsaufbau erlaubt es, neben den Kontaktbedingungen zwischen Elektrode und Blech auch die Kontaktbedingungen zwischen den Blechen abzubilden, was im Fall der Einzelblechmessung nicht möglich ist.

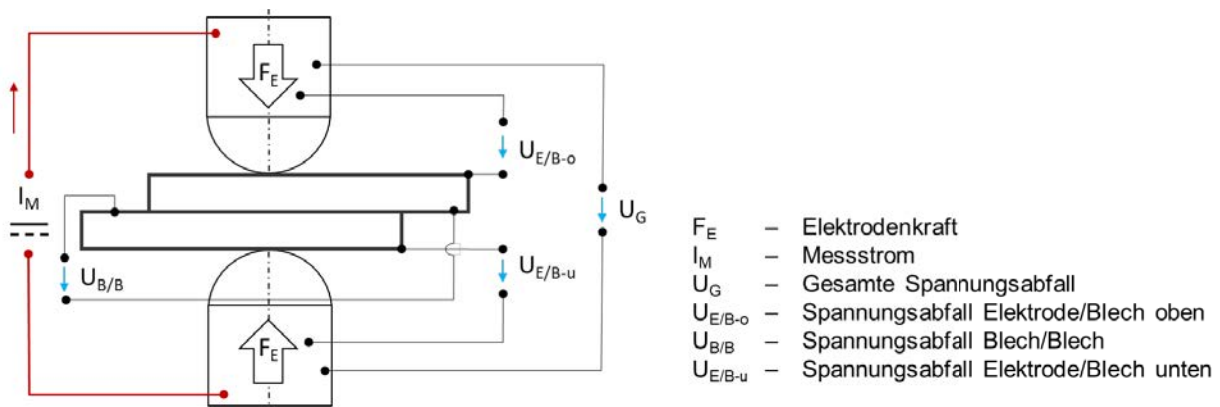


Abbildung 2: Schematischer Messaufbau zur Bestimmung des statischen Kontaktwiderstandes

Der Spannungsabfall zwischen den Elektroden (U_g vgl. Abbildung 2) wurde gemessen und zur Berechnung des Gesamtwiderstandes R_g verwendet. Dieser wurde mit der Summe der einzelnen Gesamtwiderstände verglichen, um die Messmethode zu verifizieren.

Die Summe der gemessenen Gesamtwiderstände Elektrode-Blech wurde unter Benutzung von Formel (2) berechnet, als Übergangswiderstand Elektrode-Blech bezeichnet, und mit den empfohlenen Werten des Übergangswiderstandes aus [9] verglichen. Dort werden $800 \mu\Omega$ für Al-Si Beschichtung im pressgehärteten Zustand als oberer Grenzwert angegeben.

$$\sum R_{E/B} = R_{E/B-o} + R_{E/B-u} \quad (2)$$

2.3 Widerstandspunktschweißen

Das Widerstandspunktschweißen erfolgte an einer C-Ständer Anlage mit Mittelfrequenztechnik und MagneticDRIVE (elektromagnetische Krafteinheit) der Fa. NIMAK, detaillierter beschrieben in [4]. Für die Schweißversuche wurden Elektroden aus CuCr1Zr verwendet. Bevor der Schweißbereich ermittelt wurde, wurden die Elektroden gefräst, um die Elektrodengeometrie F1-16-20-50-8-6 nach DIN EN ISO 5821:20010-04 zu erzeugen (Abbildung 3 b).

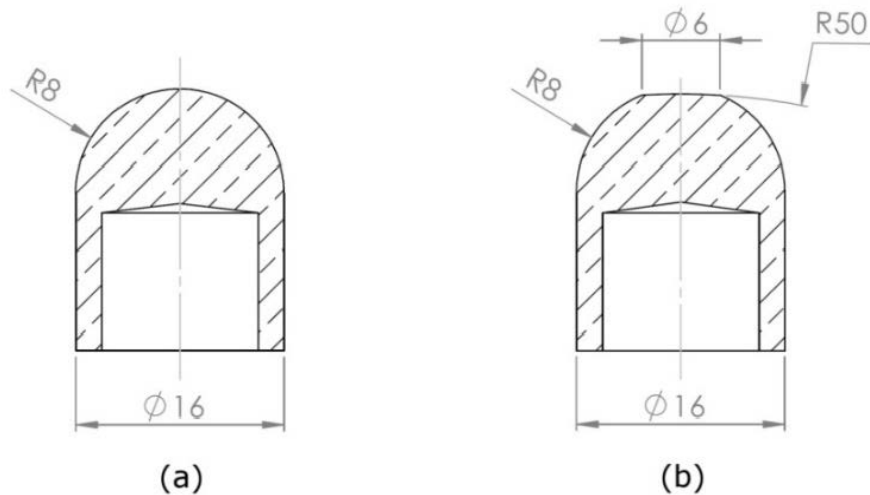


Abbildung 3: Prinzipskizze der verwendeten Elektrodenkappen; (a) – für die Messung der statischen Übergangswiderstände; (b) – für die Schweißversuche

Die Schweißparameter entsprechen einem industrierelevanten Ansatz des Schweißens von Dreiblechverbindungen, in Anlehnung an [10]. Es wurde ein kurzer Impuls mit hohem Schweißstrom gefolgt von einem langen Schweißimpuls verwendet, vgl. Tabelle 3. Schweißstrom, Schweißspannung, Elektrodenkraft und Elektrodenweg wurden für jede Schweißung mittels HKS WeldQAS gemessen und aufgezeichnet.

Die Schweißbereichsermittlung erfolgte entsprechend SEP 1220-2. Dabei wurde die Schweißstromstärke nur im zweiten Impuls beginnend mit 4,0 kA variiert. Obere und untere Qualitätsgrenze I_{\min} und I_{\max} wurden nach den Angaben von SEP 1220-2 bestimmt., außerdem wurde die maximale erreichte Stromstärke dokumentiert. Der Bereich zwischen I_u und I_{\max} wird als instabil im Schweißbereichsdiagramm bezeichnet.

Tabelle 3: Verwendete Schweißparameter

| Vorhaltezeit [ms] | Schweißzeit 1 [ms] | Pausenzeit [ms] | Schweißzeit 2 [ms] | Schweißstrom 1 [kA] | Schweißstrom 2 [kA] | Elektrodenkraft [kN] | Haltezeit [ms] |
|-------------------|--------------------|-----------------|--------------------|---------------------|---------------------|----------------------|----------------|
| 200 | 120 | 30 | 420 | 7,0 | 4,0 - I_u | 3,0 | 200 |

Für Proben, geschweißt mit I_{\min} und I_{\max} , wurden Querschliffe nach einem Verfahren in Übereinstimmung mit der DVS 2916-4 präpariert und die Linsendurchmesser in beiden Fügeebenen, sowie die Linseneindringtiefe in das dünnere Blech bestimmt.

3. Ergebnisse und Diskussion

3.1 Statische Widerstände

Im Rahmen der Untersuchungen wurden, wie in Abschnitt 2.3 beschrieben, die statischen Gesamtwiderständen gemessen.

In Abbildung 4 ist der in [9] empfohlene Grenzwert und die gemessenen Werte ($\Sigma R_{E/B}$ entsprechend Formel 1) abgebildet. Es ist zu erkennen, dass die gemessenen Widerstände den empfohlenen Wert von $800 \mu\Omega$ lediglich beim Werkstoff 22MnB5+AS150 bei einer Ofenhaltezeit von 6 Minuten und einer Ofentemperatur von 800°C überschreiten.

Für den Werkstoff mit einer AS80 Beschichtung bei einer Ofenhaltezeit von 10 Minuten und einer Temperatur von 950°C erreicht die $\Sigma R_{E/B}$ die empfohlene Grenze von $800 \mu\Omega$. Für die anderen untersuchten Ofenhaltezeiten und -temperaturen überstreiten die Widerstände den Grenzwert nicht.

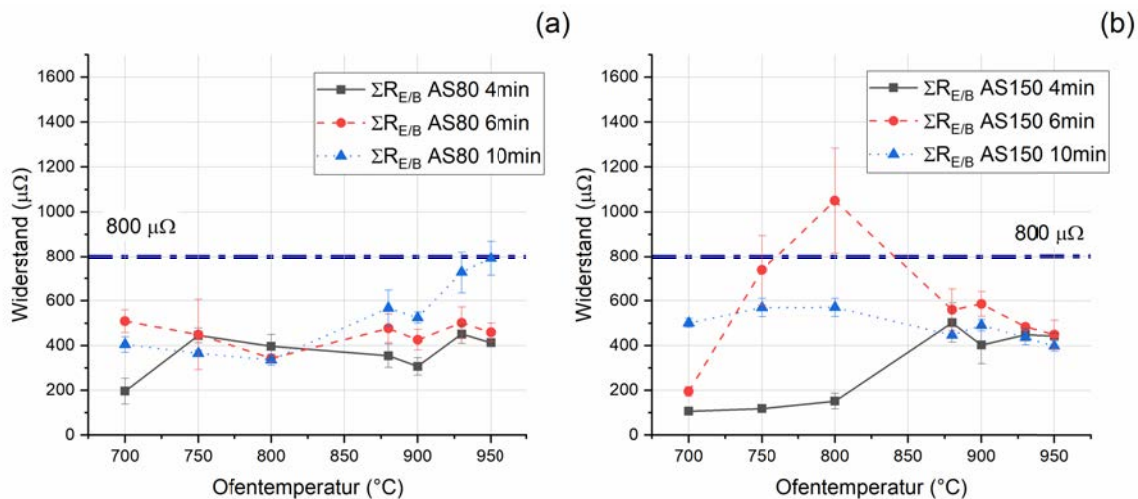


Abbildung 4: Summe der Widerstände zwischen Elektrode und Blech für die untersuchten Ofentemperaturen und -verweilzeiten

3.2 Beschreibung der Beschichtung in Abhängigkeit der Wärmebehandlung

Die Beschreibung der Beschichtungsbestandteile erfolgte basierend auf den Untersuchungen von Jenner et al. [5] sowie Yakubtsov und Sohmshetty [11]. Die Autoren [5] schlagen für die Al-Si Beschichtung, wärmebehandelt bei 920°C mit verschiedenen Haltezeiten, eine Einteilung in 7 Bereiche basierend auf den EDX-Messungen, vor. Beginnend mit A – dem Substrat, werden diese mit den Buchstaben B-G nach ihrer Position und nach ihrem Auftreten bezeichnet. Die G-Schicht bezeichnet die ursprüngliche Al-Si-Beschichtung. In dieser Untersuchung wurde dieses Klassifikationssystem, als auch die identifizierten Phasen verwendet, um die Bestandteile der Beschichtung zu beschreiben.

Die Zuordnung einzelner Schichtbereiche erfolgte anhand der Messungen der chemischen Zusammensetzung einzelner Schichtbereiche mit REM/EDX und deren Korrelation mit den lichtmikroskopischen Aufnahmen (Abbildung 5).

Für den wärmebehandelten Zustand mit $T_{\text{Ofen}} 700^\circ\text{C}$, $t_{\text{Ofen}} 4$ Minuten (Abbildung 5 a-c) konnten

vier Bereiche in der Schicht identifiziert werden: Stahlsubstrat A (a_1), eine intermetallische Schicht D (a_2), intermetallische Schicht F (a_3) und die G-Schicht - metallische Al-Si-Beschichtung.

Abbildung 5 d-f zeigt den Schichtzustand mit $T_{\text{Ofen}} 930\text{ °C}$, $t_{\text{Ofen}} 6\text{ Minuten}$. Es wurde eine Schichtstruktur mit mehreren intermetallischen Bereichen identifiziert. Die Zuordnung von Schichten nach den EDX-Messungen (Abbildung 5 d-e) führt zu folgendem Schichtaufbau. Der Bereich b_2 entspricht dem Bereich B, gefolgt von den Bereichen C (Punkt b_3) und D (b_4 und b_6) mit dem verteilten Bereich E (b_5 , b_7).

Zu Beginn der Wärmebehandlung im Ofen besteht die Al-Si Beschichtung aus metallischem Al-Si (Schicht G) mit geringem Anteil an intermetallischen Phasen. Die Veränderung der Beschichtung erfolgt durch die gegenseitige Diffusion von Fe und Al und hängt deswegen von der Schichtdicke ab. Je geringer die Schichtdicke, desto weniger Zeit wird für die Diffusion benötigt. Die im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen gemessenen Schichtdicken, dargestellt in Abbildung 6 und Entwicklung einzelner Schichtbereiche (Abbildung 7), zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Ergebnissen von [5] und [11].

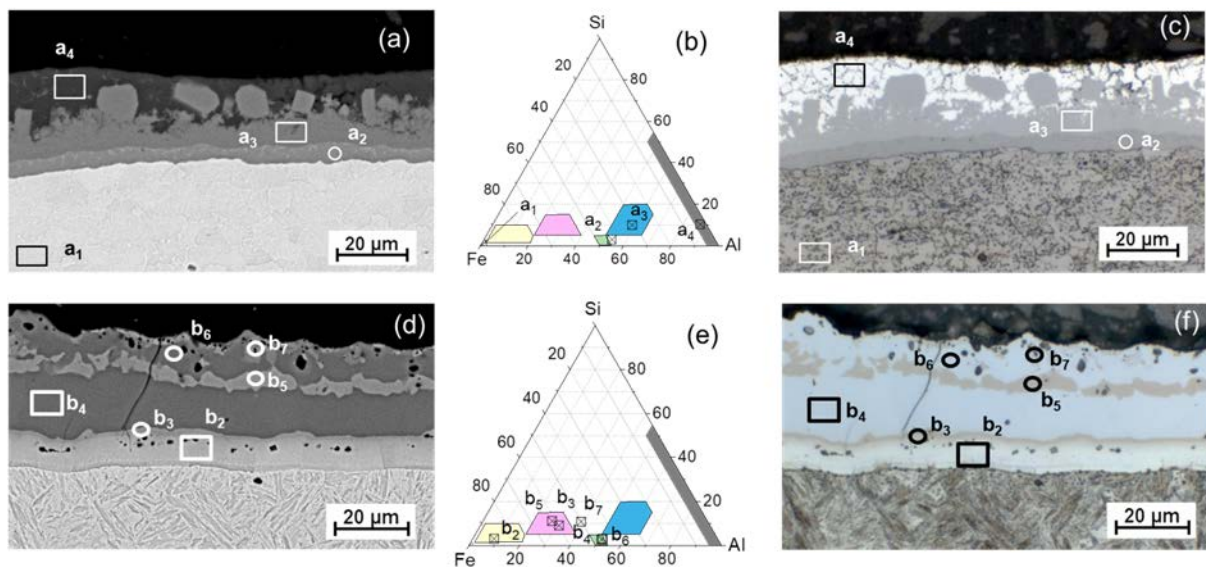


Abbildung 5: BSE (a,d) und lichtmikroskopische (c,f) Aufnahmen mit den markierten Stellen der EDX-Messungen; (b,e) – chemische Zusammensetzungen der gemessenen Schichtbereiche im Phasendiagramm nach [5]: (a-c) – $22\text{MnB5}+\text{AS150 } 700\text{ °C}/4\text{ min}$; (d-f) – $22\text{MnB5}+\text{AS150 } 930\text{ °C}/6\text{ min}$

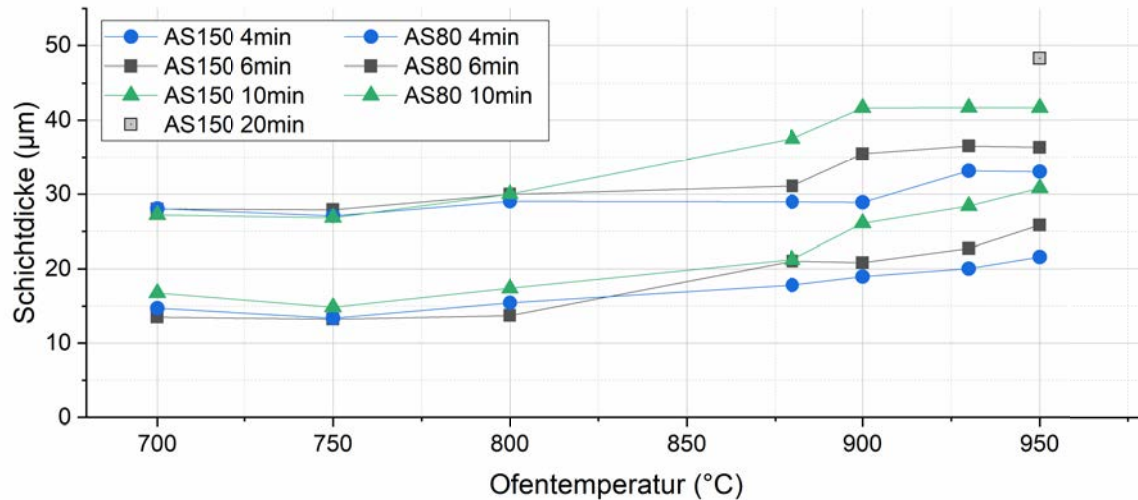


Abbildung 6: Entwicklung der Gesamtschichtdicke mit steigender Ofentemperatur

Für 22MnB5+AS150 existiert der Bereich G bei 700 °C und 800 °C bei einer Ofenhaltezeit von 4 Minuten: Einzelne Bestandteile sind immer noch sichtbar bei 700 °C und einer Ofenhaltezeit von 6 Minuten. Der Rest der Beschichtung bei dieser Temperatur besteht aus Bereichen F, eine hauptsächlich ternäre intermetallische Phase Fe_2SiAl_7 und D, hauptsächlich eine intermetallische Phase Fe_2Al_5 . Für AS80 ist der Bereich G bei 700 °C und 4 Minuten vorhanden (weniger als 1%), aber bereits bei 6 Minuten Ofenhaltezeit vollständig umgewandelt in Bereich F. Für beide Beschichtungen tritt Bereich E, eine Mischung aus ternären intermetallischen Fe_2SiAl_2 mit der binären Phase $FeAl$ oder Fe_3Al , bereits bei 700 °C und 10 Minuten auf. Diese bildet sich aufgrund der Anreicherung von Bereich F mit Fe und wandelt sich in Fe_2Al_5 (Bereich D) mit niedriger Löslichkeit für Si. Deswegen bildet sich mit dem Rest Si die Fe_2SiAl_2 Phase in der Mitte von Fe_2Al_5 . Das Wachstum des Bereiches E kann bei zunehmender Ofentemperatur und steigender Ofenhaltezeit beobachtet werden.

Beginnend bei 800 °C und 10 Minuten treten Bereiche B (für beide Beschichtungen) und C (für AS150 beobachtet erst ab 930 °C) am Übergang zwischen Substrat und der Al-reichen Beschichtung auf. Bereich C hat die gleiche Zusammensetzung wie Bereich E. Bereich B, die Interdiffusionszone zwischen der Al-Si-Beschichtung und dem Stahl besteht aus α -Fe und ca. 10 wt% (ca. 15 at.%) Al und den möglichen Anteilen der Fe-reichen intermetallischen Phase Fe_3Al . Yakubtsov und Sohmshty [11] unterteilen diesen Bereich in den α -Fe Bereich nahe dem Stahlsubstrat und einem Bereich bestehend aus $AlFe$, welchen auf α -Fe folgt und einen höheren Al-Anteil aufweist. Da eine Unterscheidung der beiden Unterbereiche anhand des Lichtmikroskops schwierig ist, wird dieser Bereich als B bezeichnet.

Durch Änderungen der chemischen Zusammensetzung der Oberflächenschichten ändert sich der elektrische Widerstand. Laut [12, 13] wächst der spezifische elektrische Widerstand bei Raumtemperatur stark mit zunehmendem Al-Anteil (Maximum des spezifischen elektrischen Widerstands von ca. $180 \mu\Omega/cm$ bei ungefähr 33 at.% Al) an und zeigt einen starken Abfall bei weiterer Al Zugabe.

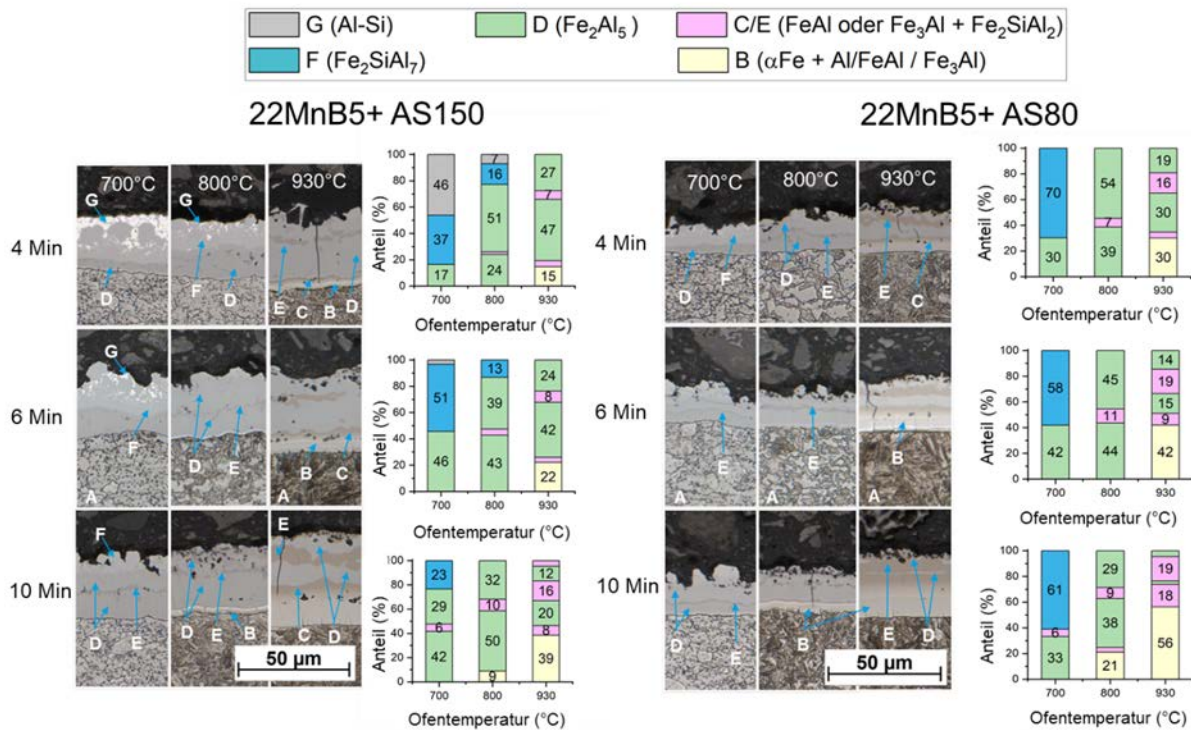


Abbildung 7: Entwicklung der Beschichtung in Abhängigkeit der Ofentemperatur links - für 22MnB5+AS80; rechts - für 22MnB5+AS150 mit eingeteilten Bereichen nach [5]

Anhand des Al-Gehaltes in den einzelnen Phasen können die spezifischen elektrischen Widerstände ermittelt werden. Dabei wird Einfluss von Si vernachlässigt. Um die Bereiche der chemischen Zusammensetzung aus dem ternären Diagramm übertragen zu können, werden die auf der jeweiligen Achse des Diagramms projiziert, vgl. Abbildung 8.

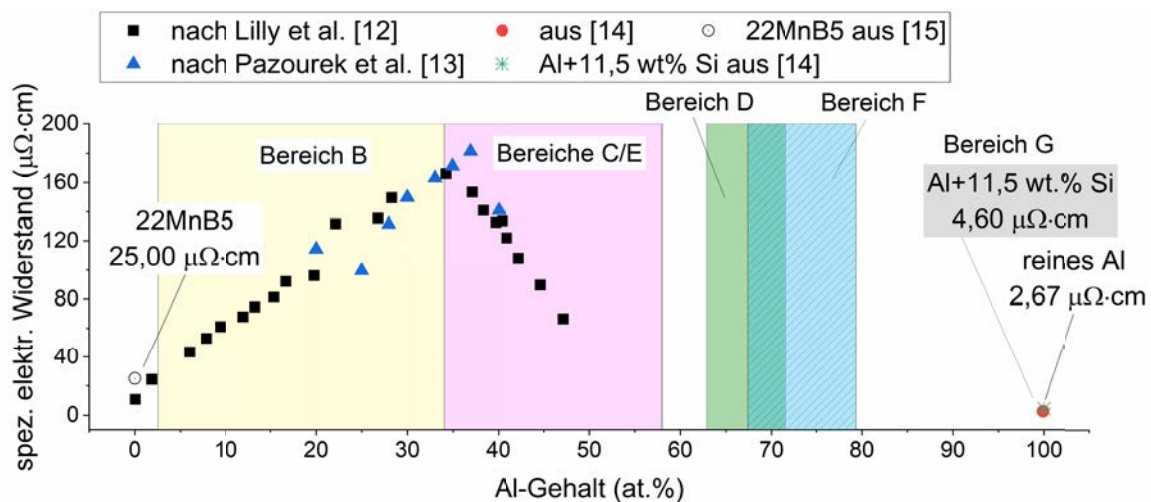


Abbildung 8: Spezifischer elektrischer Widerstand in Abhängigkeit des Aluminiumgehaltes nach [12-15]

Erfolgt dabei die Projektion auf die Al-Achse, wird der Si-Gehalt in der Legierung zusammen mit dem Fe-Gehalt betrachtet. In diesem Fall liegt der Widerstandsmaximum an der Grenze zwischen Bereichen B und C/E. Es ist davon auszugehen, dass die Bereiche B, C und E einen höheren spezifischen Widerstand im Vergleich zu den Bereichen D und F sowie im Vergleich zum Stahlsubstrat und metallischen Al-Si Schicht haben. Mit höheren Temperaturen und Ofenhaltezeiten wachsen die Bereiche E, C und B durch die gegenseitige Diffusion von Al und Fe (vgl. Abbildung 11). Für AS80 läuft dieser Prozess aufgrund der geringeren Beschichtungsdicke schneller ab, sodass bei 930 °C und 10 Minuten der Anteil der Bereiche B, C und E (Σ_{BCE}) 93% (56% B + 18% C + 19% E) beträgt, wohingegen für AS150 Σ_{BCE} dieser bei nur 67% (39% B + 8% C + 20% E) liegt.

3.3 Schweißbereiche und Linseneindringtiefe

Es ist ein klarer Zusammenhang zwischen der Entwicklung der einzelnen Schichtbestandteile und Änderung der Schweißbereiche sowie Linseneindringtiefe nachzuweisen. Abbildung 10 zeigt die Veränderung der Schweißbereiche und der Linseneindringtiefe in das dünnere Blech in Abhängigkeit der Ofentemperatur und -zeit.

Dabei ist zu erwähnen, dass bei allen untersuchten Proben der Linsendurchmesser in der FE2 das Qualitätskriterium erreichte, wenn der Linsendurchmesser von FE1 größer als $dw_{\min}(FE1)$ war. Außerdem war, wenn die Linseneindringtiefe in das dünne Blech ausreichte, der Linsendurchmesser $dw(FE1)$ immer größer als $dw_{\min}(FE1)$, außer für I_{\min} für 22MnB5+AS80 pressgehärtet bei 700 °C und 4 Minuten.

Bei geringeren Ofentemperaturen und -zeiten, bei denen metallische Al-Si Beschichtung (Bereich G) an der Oberfläche vorhanden waren, waren die Kontaktbedingungen verändert aufgrund der höheren Leitfähigkeit und Duktilität. Diese führten zu einer geringeren Wärmeentwicklung in der Fügeebene FE1 und resultieren in fehlender Anschmelzung des dünneren Blechs, zu sehen in Abbildung 9 für AS150 und 4 Minuten Ofenhaltezeit. Darüber hinaus war der Schweißbereich geringer, da die untere Grenze I_{\min} zu höheren Schweißströmen tendierte (siehe Abbildung 10).

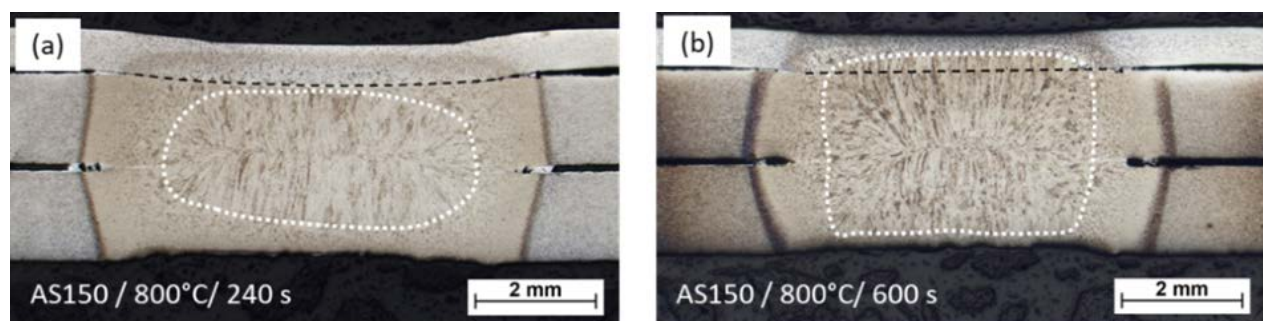


Abbildung 9: Querschliff der Schweißung bei I_{\min} (a) - 22MnB5+AS150 (800/4 Minuten) - kein Eindringen der Linse in das dünne Blech; (b) - 22MnB5+AS150 (800°C/10 Minuten) - ausreichende Linseneindringtiefe in das dünne Blech

Mit Abnahme der Schicht G und Zunahme von Σ_{BCE} (Abbildung 7) kam es zu einer Verschiebung des Schweißbereiches zu geringeren Schweißströmen und einer Zunahme der Linseneindringtiefe in das dünne Blech (Abbildung 10). Für AS150 bei 800 °C und längeren Ofenhaltezeiten von 6

und 10 Minuten sowie bei 930 °C bis 6 Minuten Ofenhaltezeiten (Abbildung 10) bei denen Σ_{BCE} unter 34 % lag, konnte ein großer Schweißbereich und eine große Linseneindringtiefe in das dünne Blech beobachtet werden. Die gleiche Tendenz war für AS80 zu erkennen.

Jedoch trat für AS80 bei 800 °C/10 Minuten mit 34% Σ_{BCE} eine Verringerung der Spritzergrenze I_{max} und dadurch eine Abnahme des Schweißbereiches auf, die Linseneindringtiefe wurde jedoch verbessert. Für AS150 bei 930 °C und 6 Minuten mit 34% Σ_{BCE} wurde keine Reduktion des Schweißbereiches beobachtet. Beide Beschichtungen wiesen einen gleichen relativen Anteil an hochohmigen Schichtanteilen auf, jedoch lässt sich ein Unterschied im Schweißbereich mit der Morphologie der Schichten erklären. Schicht C ist bei AS80 kontinuierlich ausgeprägt, wie es in Abbildung 7 zu sehen ist, wohingegen bei AS150 die Schicht diskontinuierlich in Form von „Inseln“ in der niederohmigen Schicht D vorliegt. Laut [2] ist solche Schichtmorphologie ungünstig für die Schweißbeignung da der Stromfluss durch die hochohmige Schicht eine größere Wärmemenge zu Beginn des Schweißprozesses generiert, sodass ein niedriger I_{max} auftritt. Um diese Vermutung zu überprüfen, wurde eine Messung der dynamischen Übergangswiderstände durchgeführt.

Bei höheren Ofenhaltezeiten und -temperaturen mit zunehmendem Anteil der Bereiche B, C, und E, schrumpfte der Schweißbereich. Wie es auf Abbildung 11 ersichtlich, konnte für AS80 bei 930 °C/4 Minuten (Σ_{BCE} 51%) kein Schweißbereich erzeugt werden. Hier traten Spritzer im zweiten Impuls bereits bei dem Mindestschweißstrom von 4 kA auf. Bei Ofenhaltezeiten von 6 Minuten (Σ_{BCE} 70%) und 10 Minuten (Σ_{BCE} 93%) traten Spritzer bereits im ersten Impuls auf. AS150 bei 930 °C und 10 Minuten (Σ_{BCE} 67%) zeigte dasselbe Verhalten.

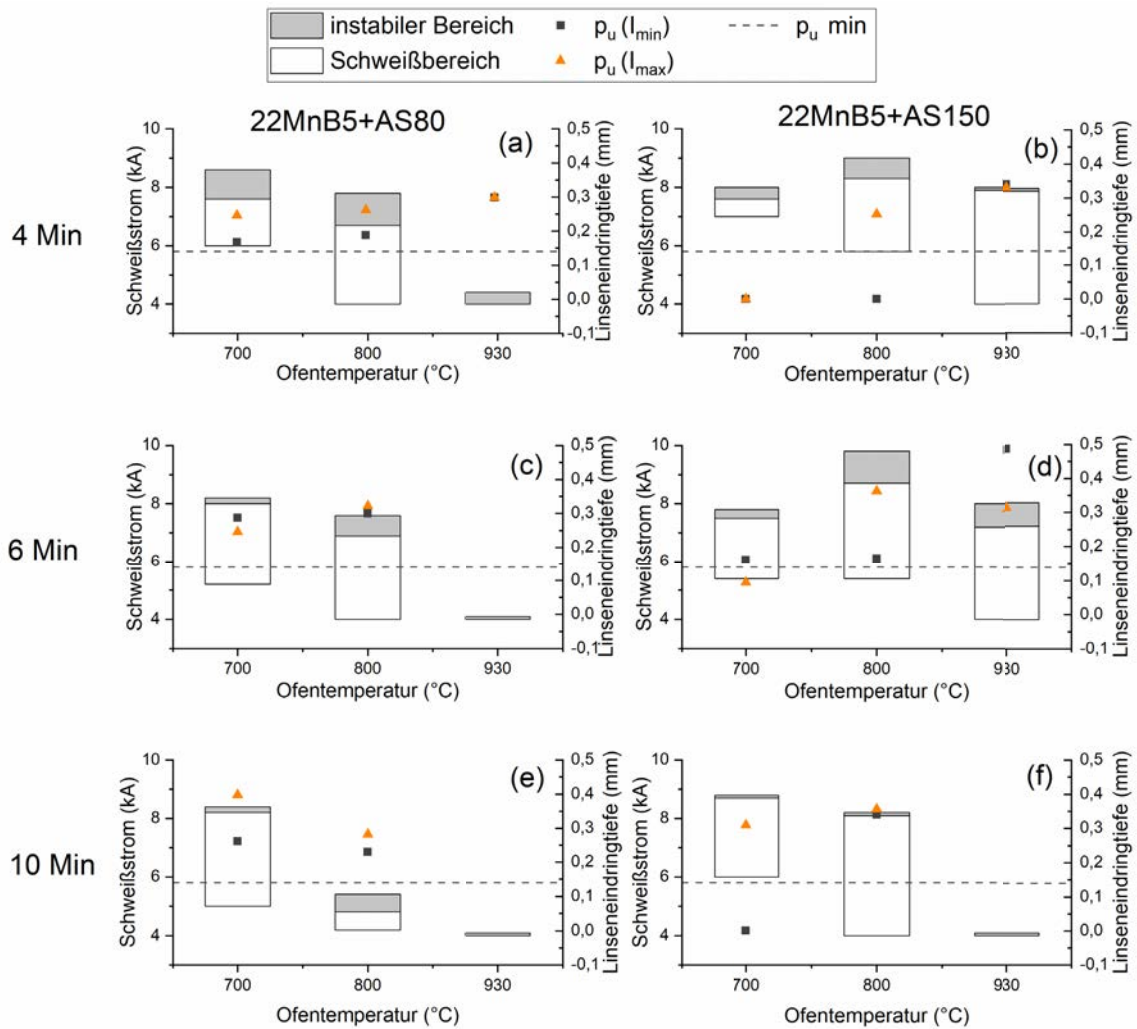


Abbildung 10: Veränderung des Schweißstromes und der Linseneindringtiefe ins Dünnsblech (FE1) mit der Ofenhaltezeit für für 22MnB5+AS80: (a,c,e) -; für 22MnB5+AS150 (b,d,f) -; (a,b) - Ofenhaltezeit 4 Minuten; (c,d) - Ofenhaltezeit 6 Minuten; (e,f) – Ofenhaltezeit 10 Minuten

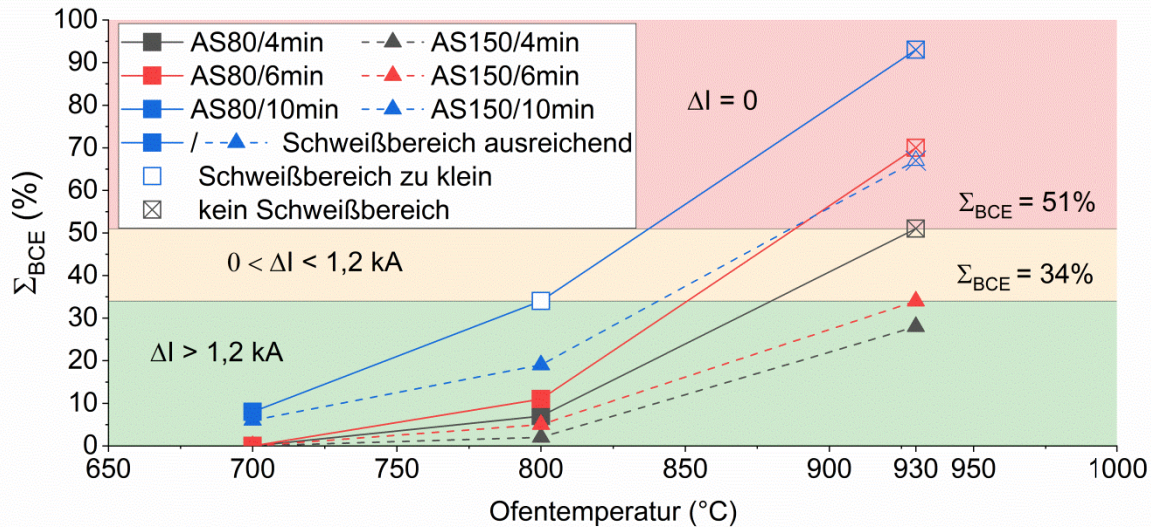


Abbildung 11: Entwicklung der Σ_{BCE} mit der Ofentemperatur und Ofenhaltezeit und deren Korrelation mit der Größe des Schweißbereiches

3.4 Korrelation zwischen den statischen Widerständen und den Schweißbereichen

Die Größe und Lage der Schweißbereiche lässt sich mit den statisch gemessenen Widerständen nur bedingt korrelieren. Im Bereich der niedrigen Ofentemperaturen und geringeren Ofenhaltezeiten, bei denen die Schichten aus leitfähigen Phasen bestehen, wurden sehr geringe Kontaktwiderstände gemessen. Für diesen Werkstoffzustand war die untere Grenze der Schweißbereiche in Richtung hoher Schweißströme verschoben, die Linseneindringtiefe in das dünne Blech war gering. Mit abnehmendem Anteil an metallischen Schichtbestandteilen (Bereich G) und zunehmendem Anteil an Bereiche F und D in der Schicht kam es zur Steigung der Widerstände. Entstehung und Wachstum der hochhohmigen Phasen (Bereiche B, C, E) (Abbildung 7) war aber nicht mit einer weiteren Zunahme der Widerstände verbunden (Abbildung 4). Dies lässt sich durch die Ausbildung dünner hochhohmiger Oxidschichten unter Luftatmosphäre im Ofen erklären [16], die bei den statischen Messungen einen stärkeren Einfluss auf das Messergebnis im Vergleich zu den intermetallischen Al-Si-Fe Phasen haben. In den ersten Millisekunden des Schweißprozesses werden die Oxidschichten zerstört [16, 17] und haben somit kaum Einfluss auf die Wärmeentwicklung im Schweißprozess. Die Vermutung lässt sich dadurch bestätigen, dass die ermittelten Schweißbereiche keine Korrelation zu den gemessenen statischen Übergangswiderständen bei höheren Ofentemperaturen zeigen. Wie in Abbildung 6 zu erkennen ist, liegen die gemessenen Widerstände $\Sigma R_{E/B}$ beider Beschichtungen ab einer Temperatur von 880 °C überwiegend in derselben Größenordnung. Hinsichtlich der Schweißbereiche sind jedoch große Unterschiede festzustellen (Abbildung 10). Für den Werkstoff 22MnB5+AS80 konnte für alle untersuchten Ofenverweilzeiten bei der Ofentemperatur von 930 °C kein Schweißbereich aufgestellt werden, wohingegen der Werkstoff mit einer AS150-Beschichtung mit weitestgehend ähnlichen Widerstandswerten für die Ofenhaltezeiten von 4 und 6 Minuten einen großen Schweißbereich erreichte. Für die Ofenhaltezeit von 10 Minuten konnte für die AS150-Beschichtung ebenfalls kein stabiler Schweißbereich aufgestellt werden.

Aus diesem Grund lässt sich schlussfolgern, dass statisch gemessene Übergangswiderstände nicht

geeignet sind, die Schweißbeignung des pressgehärteten Al-Si beschichteten Stahls zu beurteilen. Im Rahmen weiterer Untersuchungen sollen die Oberflächenschichtentwicklung und deren Einfluss auf die dynamischen Widerstandsverläufe im Fokus liegen.

4. Zusammenfassung und Ausblick

Die durchgeführten Untersuchungen lassen folgende Schlüsse zu:

Bei 22MnB5+AS besteht keine Korrelation zwischen dem Übergangswiderstand und dem Schweißbereich. Sowohl bei geringen statisch gemessenen Widerständen bei den kurzen Ofenzeiten bzw. geringen Ofentemperaturen aus auch bei den hohen Widerständen wurden zum Teil keine ausreichenden Schweißbereiche erreicht. Die im Entwurf DVS 2935 für die Al-Si beschichteten Bauteile empfohlene Grenze der Übergangswiderstand von $800 \mu\Omega$ konnte nicht bestätigt werden. Für den Werkstoffzustand, bei dem die Grenze überschritten wurde (z. B. AS150/800 °C/6 Minuten), konnte ein ausreichend großen Schweißbereich ermittelt werden, für Werkstoffzustände mit den gemessenen Widerstandswerten unterhalb der genannten Grenze (AS80/930 °C/4 und 6 Minuten) konnten teilweise keine Schweißbereiche ermittelt werden.

Die Größe und Lage des Schweißbereiches konnte mit der Schichtausbildung korreliert werden:

Bei geringen Ofentemperaturen und zu kurzen -haltezeiten, wenn metallische Al-Si-Schicht und Phasen mit geringerem elektrischen Widerstand ($\text{Fe}_2\text{SiAl}_7/\text{Fe}_2\text{Al}_5$) in der Beschichtung existieren, wird im Schweißprozess eine geringere Wärmemenge generiert, der Schweißbereich wird in Richtung höherer Schweißströme verschoben, die Linseneindringtiefe in das dünne Blech ist gering bzw. nicht vorhanden.

Mit zunehmender Ofentemperatur und -haltezeit treten intermetallische Phasen mit einem hohem elektrischen Widerstand auf. Das vorgeschlagene Kriterium Anteil hochohmiger Phasenanteile in der Schicht (Σ_{BCE}) kann zur Beurteilung der Schweißbeignung der Al-Si beschichtete Bauteile genutzt werden. Bis zu einem Gesamtanteil dieser hochohmigen Phasen in der Schicht $\Sigma_{\text{BCE}} > 34\%$, können große Schweißbereiche mit ausreichender Linseneindringtiefe in das dünne Blech erzeugt werden.

Beginnend bei einem Anteil Σ_{BCE} von mehr als 34% wird der Schweißbereich kleiner, bei

größeren Anteilen Σ_{BCE} (51% und höher) konnten keine Schweißbereiche mehr ermittelt werden.

Aus dem Abgleich zwischen REM/EDX und lichtmikroskopischen Aufnahmen sowie basierend auf Ergebnisse aus der Literatur wurde eine Vorlage zur Identifikation einzelner Bereiche der Al-Si-Schichten entwickelt (detailliert beschrieben in [6]), die eine Ermittlung des vorgeschlagenen Kriteriums Σ_{BCE} anhand der lichtmikroskopischen Untersuchungen erlaubt und somit die industrielle Benutzung dieses Kriteriums ohne Notwendigkeit der ressourcenintensiven REM-Untersuchungen, was vor allem für KMUs vom großen Vorteil ist.

Weitere Erkenntnisse zum Einfluss der hochohmigen Schichten auf die Wärmeentwicklung im Schweißprozess sind erforderlich. Dazu gehört z. B. die Analyse der Linsenentwicklung im Schweißprozess.

Förderhinweis

Das IGF-Vorhaben Nummer 18.939 B/DVS-Nummer 04.060 der Forschungsvereinigung Schweißen und verwandte Verfahren e. V. des DVS, Aachener Str. 172, 40223 Düsseldorf, wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Gefördert durch:



Bundesministerium
für Wirtschaft
und Energie

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Literaturverzeichnis

- [1] Lehmann, H.; Etzold, U.: Wärmebehandlungsanlage zum Thermischen Printen für das partielle Vergüten beim Presshärten. In: Merklein, M.; Hell, H.; Horn, A. (Hrsg.): 13. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 13. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Erlangen 2018.
- [2] Drillet, P.; Spohner, D.; Kefferstein, R.: Coated Steel Strips, Methods of Making the Same, Methods of Using the Same, Stamping Blanks Prepared From the Same, Stamped Products Prepared From the Same, and Articles of Manufacture Which Contain Such a Stamped Product - European Patent Office - EP 2086755 B1. Abrufdatum 23.11.2018.
- [3] Windmann, M.; Röttger, A.; Theisen, W.: Phase formation at the interface between a boron alloyed steel substrate and an Al-rich coating. In: Surface and Coatings Technology 226 (2013), S. 130–39.
- [4] Kuhlmann, M.; Mitzschke, Niels, Wohner, Maximilian; Jüttner, S.: Einfluss von Prozessbedingungen beim Formhärten auf die Verbindungseigenschaften gefügter Bauteile. In: Merklein, M.; Warmblechumformung, E. W. (Hrsg.): 12. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Tagungsband zum 12. Erlanger Workshop Warmblechumformung : Erlangen, den 23. November 2017. Bamberg 2017.
- [5] Jenner, F.; Walter, M. E.; Mohan Iyengar, R.; Hughes, R.: Evolution of Phases, Microstructure, and Surface Roughness during Heat Treatment of Aluminized Low Carbon Steel. In: Metallurgical and Materials Transactions A 41 (2010) 6, S. 1554–63.
- [6] Sherepenko, O.; Schreiber, V.; Schischin, I.; Luo, Y.; Wohner, M.; Jüttner, S.: Untersuchungen zum Einfluss des Oberflächen- und Werkstoffzustandes beim Widerstandspunktschweißen partiell formgehärteter Bauteile. Schlussbericht AiF 18.939B 2019.
- [7] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2929-1. Messung des Übergangswiderstands, Grundlagen, Messmethoden und -einrichtungen (2014).
- [8] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2929-3. Messung des Übergangswiderstands, Anwendung bei Stählen (2010).
- [9] Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.: DVS 2935-3. Widerstandspunktschweißen von Feiblechen aus niedrig legierten Stählen, Presshärtende Stähle (2019).
- [10] Park, Y. D.; Murugan, S. P.: Optimized resistance spot welding conditions for complex combinations. In: American Welding Society (Hrsg.): Sheet Metal Welding Conference XVIII 2018 2018.

- [11] Yakubtsov, I.; Sohmshtetty, R.: Evolution of Al-Si Coating Microstructure during Heat-Treatment of Usibor ® 1500. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 418 (2018), S. 12015.
- [12] Pazourek, A.; Pfeiler, W.; Šíma, V.: Dependence of electrical resistivity of Fe–Al alloys on composition. In: Intermetallics 18 (2010) 7, S. 1303–05.
- [13] Lilly, A. C.; Deevi, S. C.; Gibbs, Z. P.: Electrical properties of iron aluminides. In: Materials Science and Engineering: A 258 (1998) 1-2, S. 42–49.
- [14] Brandes, E. A.; Brook, G. B.; Smithells, C. J.: Smithells metals reference book, 7th ed / edited by E.A. Brandes and G.B. Brook: Butterworth-Heinemann. Oxford, Boston 1998.
- [15] Wink, H.-J.; Krätschmer M.: Charakterisierung und Modellierung des Bruchverhaltens von Punktschweißverbindungen in pressgehärteten Stählen. Teil II - Simulation des Schweißens. Ulm 2012.
- [16] Ighodaro, O. L.-R.; Biro, E.; Zhou, Y. N.: Study and Applications of Dynamic Resistance Profiles During Resistance Spot Welding of Coated Hot-Stamping Steels. In: Metallurgical and Materials Transactions A 48 (2017) 2, S. 745–58.
- [17] Horie, T.; Niho, T.; Hayashi, N.; Ishihara, D.: Cycles of triply coupled mechanical contact, current, and thermal conduction phenomena during resistance spot welding. In: Welding in the World 6 (2019) 3, S. 126.