

Phasenbildung beim Laserstrahlfügen von Fe/Al-Verbindung

Phase Formation during Laser Welding of Fe/Al-joints

F. Wagner, I. Zerner, M. Kreimeyer und G. Sepold

Bremer Institut für angewandte Strahltechnik

Abstract

Laser welding is an excellent tool for joining dissimilar metals such as aluminum and steel. The localized energy input of the Laser enables a controlled heat input and leads to a minimized interaction of the joined materials. Comparable to conventional thermal joining technologies an intermetallic phase is formed during processing. The advantage of Laser welding is that due to the locally restricted energy input, the high joining speed, and the accompanied high heating and cooling rates, the formation of intermetallic phases, which are limiting the joint properties, can be controlled. The phase layers in the joining zone can be limited to a size below 10 μm . Tensile testing of samples made of St14 and 6xxx sheet material revealed fracture stresses up to 200 MPa. The failure of the samples occur outside of the seam within the heat affected zone in the aluminum. The seam morphology and composition was characterized by optical and electron microscopy.

Einleitung

Seit einigen Jahren werden in den Bereichen der Verkehrstechnik verstärkt Konzepte zur Herstellung leichter und ökonomischer Mischverbindungen entwickelt. Bei dem in dieser Arbeit verwendeten Hochtemperaturverfahren werden lötlähnliche Verbindungen zwischen Aluminium und Stahl durch die Verwendung von Laserenergie und einer angepaßten Fügegeschwindigkeit erzeugt [RAD97]. Durch die lokale Energieeinbringung wird das Wachstum der intermetallischen Phasen in der Fügezone begrenzt. Für die mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Stahl-Verbindungen ist die Ausprägung des Phasensaums zwischen den Werkstoffen von entscheidender Bedeutung. Als kritisches Maß wurde in vorangegangenen Arbeiten eine maximale Saumdicke von 10 μm bestimmt [RAD97, ZER98]. Die Entstehung und das Wachstum dieser Schicht ist bisher nicht detailliert untersucht worden. Für ein eingehendes Werkstoffverständnis ist es notwendig, die metallurgischen Vorgänge bei der Phasenbildung zu charakterisieren, um daraus Maßnahmen zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften von Mischverbindungen abzuleiten.

Experimentelle Durchführung

Für die mechanische und metallurgische Charakterisierung von Fe/Al-Mischverbindungen wurden 1 mm dicke Bleche in Überlappkonfiguration miteinander gefügt. Eine Prinzipskizze des Prozeßaufbaus ist in Bild 1 gezeigt.

Die zu fügenden Bleche wurden mit einer Überlappung von 1,5 mm angeordnet. Als Laserquelle wurde ein System des Typs Rofin Sinar CW 020 mit einer Laserleistung von 1,6 kW und einem Brennfleckdurchmesser von 5 mm eingesetzt. Die Strahlzuführung erfolgte

dabei über eine Stufenindexfaser mit 800 μm Durchmesser. Der Laserstrahl wurde so positioniert, daß das Stahlblech einen Großteil der Energie absorbiert. Durch den Energieeintrag und durch Wärmeleitung wird die Schmelztemperatur des Aluminiums überschritten und das Stahlblech wird vom schmelzflüssigen Aluminium benetzt. Zur Verbesserung des Benetzungsverhaltens wurde ein nicht korrosives Flußmittel eingesetzt.

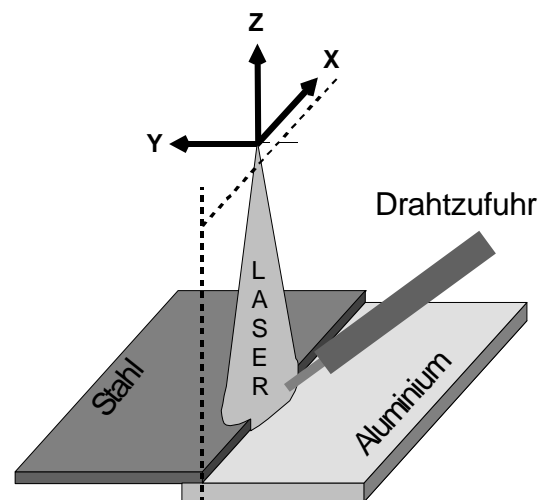


Bild 1 Prinzipskizze zum Fügen von Aluminium mit Stahl.

Das beschriebene Verfahren erfordert eine enge Tolerierung des Spaltmaßes zwischen den Blechen. Aus diesem Grund wird zur Erzeugung eines technischen Nullspalts ein speziell für diese Anwendung entwickelter Rollenandruckkopf verwendet. Bild 2 zeigt eine Zeichnung dieses Bearbeitungsmoduls, das sowohl die Andruckfunktion zum Zusammenpressen der überlappenden Bleche als auch eine taktile Nahtverfolgung über ein Rollensystem miteinander kombiniert. Eine detaillierte

Beschreibung des Verfahrens findet sich in [KRE01].

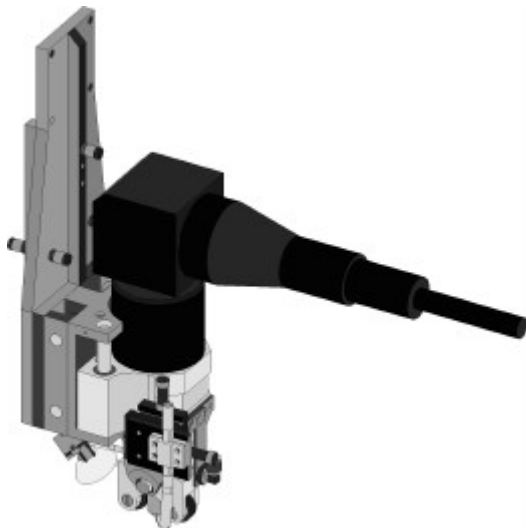


Bild 2 Zeichnung des Bearbeitungskopfes mit Andrucksystem und taktile Nahtverfolgung.

Die Hauptparameter, die das für diesen Prozeß relevante Prozeßfenster festlegen, sind die Laserstrahlleistung und die Vorschubgeschwindigkeit. Eine ausführliche Beschreibung sämtlicher Parameter wird in [ZER98] für Bleche mit einer Dicke von 1 mm gegeben.

Durch thermische Einwirkung und das Auftreten einer schmelzflüssigen Al-Phase, bilden sich in der Fügezone intermetallische Phasen. Bild 3 zeigt das binäre Phasendiagramm des Systems Eisen-Aluminium. Hiernach können sich drei intermetallische Phasen sowie zwei Überstrukturen bilden, die sich bis auf Raumtemperatur im thermodynamischen Gleichgewicht befinden. Diese Phasen sind $FeAl_2$, Fe_2Al_5 und $FeAl_3$ sowie die Überstrukturen $FeAl$ und Fe_3Al .

Die intermetallischen Phasen zeichnen sich als monolithisches Material prinzipiell durch exzellente mechanische und thermische Eigenschaften aus. Aus dem Bereich der konventionellen Schweißtechnik ist jedoch bekannt, daß aufgrund ihrer hohen Härte diese Phasen zu einer Versprödung der Schweißnaht und zur Rißbildung im Phasensaum führen. Für Stähle läßt sich ein Richtwert für eine kritische Härte einer Verbindung von 350-400 HV entnehmen [SCH92]. Dieser Wert wird von den sich bildenden Aluminidphasen deutlich überschritten [SCH94, SAU95, RAD 97, SCH99].

Für die Schweißversuche wurden Bleche aus St14 und Aluminium AA1050 (99,5 At.% Al) verwendet. Die Versuche wurden mit und ohne AlSi12-Zusatzdraht (AA4047) mit einem Durchmesser von 1 mm durchgeführt. Ziel des Einsatzes des Si-haltigen Zusatzdrahtes war es, den Einfluß von Silizium als Legierungselement auf die Phasenbildung in der Füge-

naht zu untersuchen. Gebhardt berichtet von einem wachstumsreduzierenden Einfluß des Elements Silizium auf Eisenaluminide [GEB53].

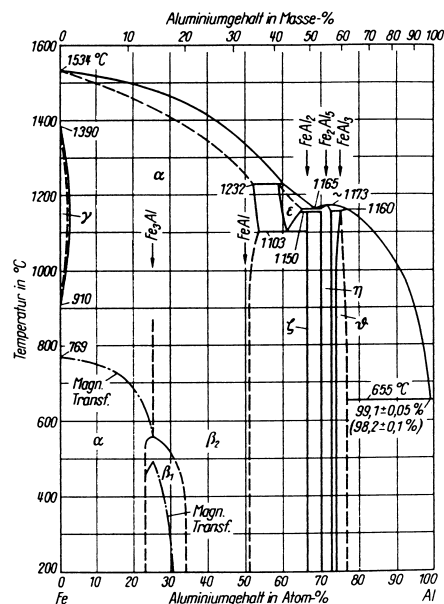


Bild 3 Binäres Phasendiagramm für Eisen und Aluminium [HAN58].

Derartige Einflüsse werden auch von anderen Autoren erwähnt [EIC82, RAD97]. Die Wirkungsweise des Si beim Aufbau der intermetallischen Phasen während des Fügeprozesses von Aluminium und Stahl ist bisher unklar und wird im folgenden anhand der oben beschriebenen Werkstoffkombinationen beschrieben. Um den Einfluß weiterer Legierungselemente auf die Phasenbildung zu untersuchen, wurden zusätzlich Schweißversuche an der Werkstoffkombination St14 / AA6016 (AlMg0,4Si1,2) durchgeführt.

Die Werkstoffkombination St14 / AA1050 dient bei den Untersuchungen als Basispaarung zur Charakterisierung der konstruktiven Maßnahmen, da die metallurgischen Abläufe nicht durch weitere Legierungselemente beeinflusst werden. Die Ergänzung der Paarung um den Zusatzwerkstoff stellt eine Erweiterung dar, die zum einen die Untersuchung der Wirkung des Elements Silizium erlaubt, zum anderen die Beurteilung der Anwendung eines niedrig schmelzenden Drahtes ermöglicht.

Ergebnisse

Mit dem oben beschriebenen Verfahren können durchgängige dichte Nähte hergestellt werden. Bild 4 zeigt eine Übersicht und eine Detaildarstellung eines Querschliffs einer Aluminium-Stahl-Verbindung, die ohne Zusatzwerkstoff gefügt wurde. Die Naht hat einen Doppelcharakter: Auf der Aluminiumseite bildet sich ein Schweißgefüge und auf der Stahlseite eine Lötverbindung. Zwischen dem Stahlblech

und dem erstarrten Aluminium bildet sich während des Fügevorgangs ein Phasensaum. Dieser intermetallische Phasensaum ist als dunkler Streifen zwischen den beiden Werkstoffen (Bild 4 unten) zu erkennen. Die Dicke des Phasensaums beträgt ca. 3 μm .

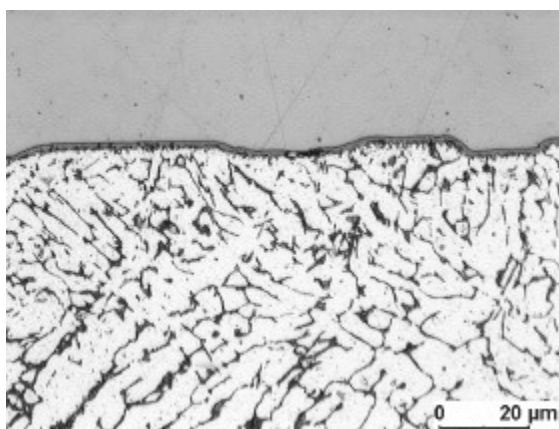
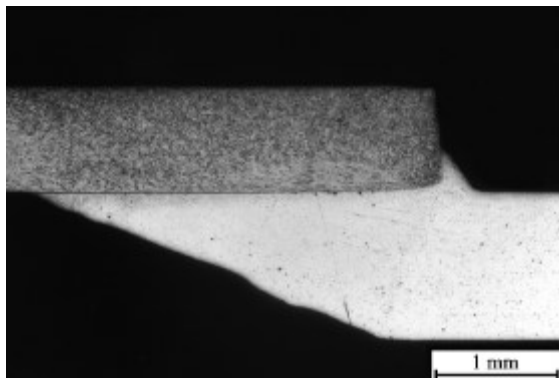


Bild 4 Übersichtsaufnahmen (oben) und Detaildarstellung (unten) einer Aluminium-Stahl-Verbindung mit Stahl auf der Oberseite und Aluminium unten, Querschliff. Werkstoffe: St14 und AA6016 ohne Zusatzwerkstoff, Laserleistung $P_L = 1,6 \text{ kW}$, Vorschub $v_s = 1000 \text{ mm/min}$, Ätzmittel: Molybdänsäure.

Bild 5 zeigt ein Rückstreuelektronenbild einer solchen Aluminium-Stahl-Verbindung bei höherer Vergrößerung. Der Phasensaum ist auch hier als mittelgrauer Bereich zwischen dem hellgrauen Stahl (oben) und dem weitgehend dunkelgrauen Aluminium (unten) zu erkennen. Die Korngrenzen im Aluminium erscheinen hell, was auf einen erhöhten Eisenanteil hinweist. Der Phasensaum kann in einen eisenreichen und einen aluminiumreichen Bereich getrennt werden. Der eisenreiche Bereich zeigt eine „Zähnen-Struktur“, die in das Eisen hinein wächst. Diese Morphologie läßt auf ein kolumnares Kornwachstum der intermetallischen Phase schließen. Diese Ausrichtung wird durch Kornwachstum entlang bevorzugter kristallographischer Orientierungen der Aluminiumphasen induziert. Der aluminiumnahe Bereich erscheint als feine Struktur, die in sich nicht geschlossen ist.



Bild 5 Rückstreuelektronenbild einer Aluminium-Stahl-Verbindung im Detail.

Die standardlose quantitative Analyse mittels Energie-dispersiver Röntgenstrahlung (EDX) des eisenreichen Phasensaums zeigt eine Zusammensetzung von 67,4 At.% Al und 32,6 At.% Fe. Diese Zusammensetzung liegt zwischen den dokumentierten Existenzbereichen der Phasen Fe_2Al_5 und FeAl_2 , wobei die gemessenen Konzentrationen die Phase FeAl_2 als wahrscheinlicher erscheinen lassen. Die aluminiumnahe Phase läßt sich als FeAl_3 identifizieren.

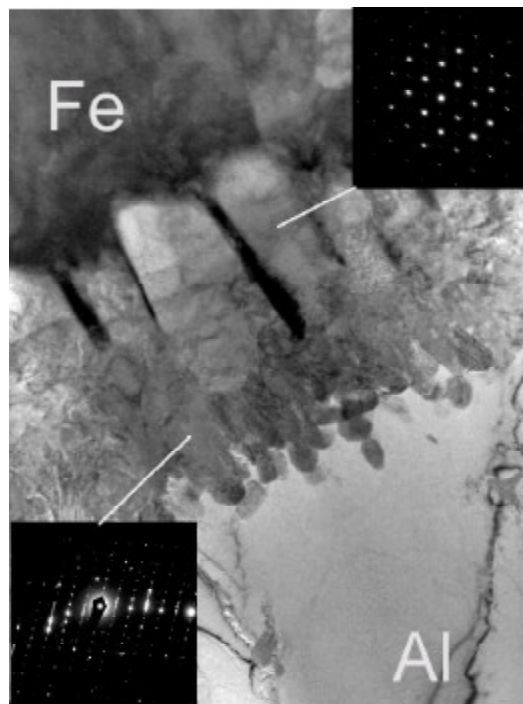


Bild 6 TEM-Übersichtsaufnahme des Phasensaums. Werkstoffe: St14 und AA1050 ohne Zusatzwerkstoff. Laserleistung $P_L = 1,6 \text{ kW}$, Vorschub $v_s = 1090 \text{ mm/min}$.

Eine TEM-Übersichtsaufnahme des Phasensaums ist in Bild 6 für die Werkstoffpaarung St14-AA1050 ohne Zusatzwerkstoff gezeigt.

Die aluminiumnahe Seite des Saums besteht aus kleinen Körnern, die planare Defektstrukturen im Aufbau erkennen lassen. Die eisenreiche Seite besteht aus parallel gewachsenen Körnern, die im Vergleich zu den aluminiumreichen Körnern deutlich größer sind.

Da die Aussagefähigkeit der EDX-Messungen keine eindeutige Festlegung der Phasentypen erlaubt, wurden zusätzlich Elektronenbeugungsuntersuchungen zur Phasencharakterisierung an ausgewählten Probenbereichen durchgeführt. Die Hauptreflexe des Elektronenbeugungsdiagramm der eisenreichen Seite des Phasensaums sind umgeben von schwächeren Nebenreflexen. Zwischen den Hauptreflexen sind weitere Reflexe zu beobachten, die nicht im Einklang mit einem ungestörten Gitter stehen. Die Nebenreflexe und die Reflexe auf „verbotenen“ Plätzen deuten auf eine Überstruktur hin, wie sie im binären Phasensystem für Fe-Al auf der eisenreichen Seite dokumentiert ist. Die Zuordnung der Hauptreflexe ist für mehrere eisenreiche Aluminidphasen möglich und daher nicht eindeutig.

Für die aluminiumreiche Seite des Phasensaums ist das Elektronenbeugungsdiagramm ebenfalls in Bild 6 dargestellt. Das Beugungsbild zeigt im Vergleich zur eisenreichen Seite eine komplexe feinkristalline Struktur. Die Aufnahme des durchstrahlten Bereichs (linke Abbildung) zeigt zeilig angeordnete planare Defektstrukturen in der Phase. Als Folge davon treten linienförmige Streckungen im Beugungsbild senkrecht zu den Defektstrukturen auf. Die Hauptreflexe sind auch hier keiner Phase der aluminiumreichen Seite des Fe/Al-Systems eindeutig zuzuordnen.

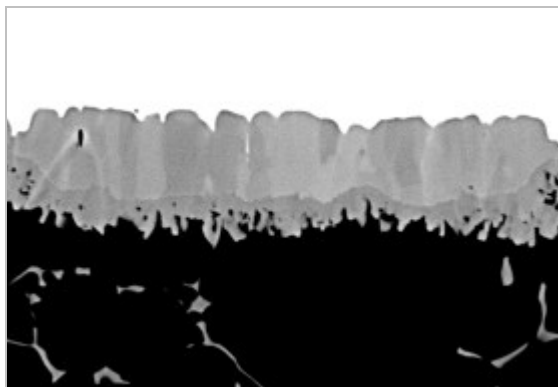


Bild 7 Rückstreuelektronenbild einer Aluminium-Stahl-Verbindung in der Übersicht
Werkstoffe: St14 und AA6016 mit Zusatzwerkstoff AA4047. Laserleistung $P_L = 1,6$ kW, Vorschub $v_s = 1090$ mm/min.

Zur Untersuchung der Auswirkung von Silizium auf die Phasenbildung wird als Vergleichsprobe eine Paarung aus St 14 mit AA6016 und Zusatzwerkstoff AA4047 herangezogen. Hierbei wird Silizium sowohl aus dem Aluminiumgrundwerkstoff als auch aus dem Zusatzwerk-

stoff während des Fügevorgangs zur Verfügung gestellt.

Das Rückstreuelektronenbild in Bild 7 zeigt den Querschliff einer Aluminium-Stahl-Verbindung, die unter Verwendung von Zusatzdraht hergestellt wurde. Die Zweiteilung in einen aluminiumnahen (unten) und einen eisenreichen (oben) Bereich ist auch hier deutlich zu erkennen, wobei abweichend von der Beurteilung der Verbindung ohne Silizium (Bild 5) hier ein strukturierterer Phasensaum auf der Aluminiumseite auftritt. Die kolumnare Struktur der entstehenden Kristallite deutet ähnlich wie bei den Schweißverbindungen ohne Zusatzwerkstoff auf ein diffusionsgesteuertes Wachstumsverhalten des Phasensaums hin.

Die Untersuchung der Phasensäume mit EDX ergibt für die eisenreiche Seite Elementgehalte von 67 At.% Al, 31,5 At.% Fe und 1,5 At.% Si. Diese Angaben liegen wiederum zwischen den Phasen $FeAl_2$ und Fe_2Al_5 . Das Auftreten geringer Mengen Silizium läßt den Schluß zu, daß Silizium als Fremdatome in die vorliegende Eisenaluminidphase eingebaut wird. Auf der aluminiumnahen Seite (unten) werden Elementgehalte von 72,4 At.% Al, 26,1 At.% Fe und 1,5 At.% Si ermittelt. Die Verhältniszahlen von Eisen und Aluminium deuten darauf hin, daß sich eine $FeAl_3$ -Aluminidphase bildet, bei der Si zum Teil Gitterplätze des Aluminiums eingenommen hat.

Bild 8 zeigt eine TEM-Übersichtsaufnahme der Verbindungszone der Werkstoffkombination St14 / AA6016, die unter Verwendung von Zusatzwerkstoff AA4047 gefügt wurde. Der Phasensaum erscheint wieder in einer zweiteiligen Darstellung, wobei die Trennung der beiden Saumteile nicht so offensichtlich ist wie in den vorhergehenden Aufnahmen.

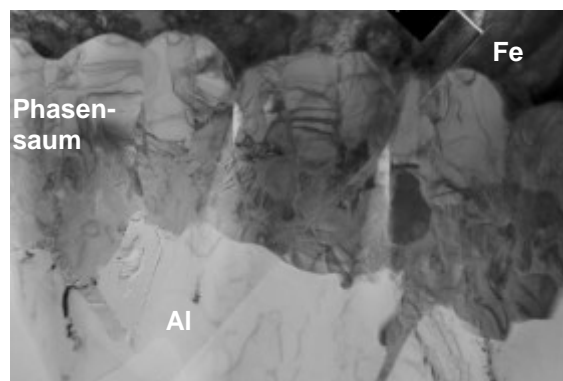


Bild 8 TEM-Übersichtsaufnahme des Phasensaums. Werkstoffe: St14 und AA6016 mit Zusatzwerkstoff AA4047. Laserstrahlleistung $P_L = 1,6$ kW, Vorschub $v_s = 1090$ mm/min.

Die im eisenreichen Bereich deutlich erkennbaren Strukturen und parallelen Kristallausrichtungen werden in Richtung des Aluminium undeutlicher.

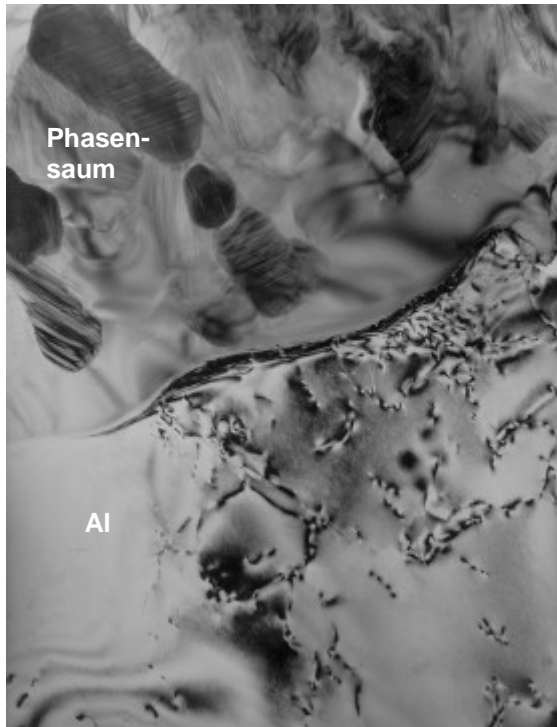


Bild 9 Detaildarstellung des aluminiumnahen Phasensaums und des Aluminiums.

Die aluminiumnahe Seite hat eine leicht modifizierte Morphologie, die sich auf die Anwesenheit des Siliziums zurückführen läßt. Die Phase erscheint ebenfalls als feinkörniger Bereich mit planaren Defektstrukturen mit unterschiedlicher kristallographischer Orientierung. Im Übergangsbereich zum Aluminium tritt bei dieser Werkstoffpaarung eine deutliche Wachstumsfront auf. Im Vorlauf der Wachstumsfront sind Versetzungen im Aluminium zu erkennen, Bild 9. Die Versetzungsstruktur wird vermutlich bei der Abkühlung nach dem Fügevorgang aufgrund thermischer Fehlpassung in das Material eingepreßt. Die schnelle Prozeßführung unterbindet dabei, daß die Versetzungen während des Abkühlvorgangs relaxieren können.

Die Wachstumsfront im Vorlauf der aluminiumnahen Phase $\text{FeAl}_3(\text{Si})$ läßt vermuten, daß der Phasenaufbau durch Keimbildung und Kornwachstum erfolgt, der Materialtransport über die Wachstumsfront aber durch Diffusion getrieben wird.

Die Charakterisierung des Phasensaums mittels Transmissionselektronenmikroskopie zeigt anhand der auftretenden Beugungsbilder, daß sich vollständig kristalline Gefüge bilden. Trotz der sehr kurzen Zeitintervalle unterhalb einer Sekunde bei erhöhten Temperaturen während des Fügevorgangs, die eine metastabile Phasenbildung erwarten lassen, konnten keine amorphen Strukturen festgestellt werden. Die Untersuchungen des Phasensaums im Licht- und Elektronenmikroskop zeigen einen zweiteiligen Aufbau des Phasensaums. Dabei

besteht der Saumteil auf Seite des Stahls aus gerichteten Körnern, die in Richtung des Eisens wachsen. Es bildet sich eine geschlossene Schicht. Diese Schicht ist dicker als die Schicht auf Seiten des Aluminiums. Der intermetallische Aufbau dieser Phase kann nicht widerspruchsfrei bestimmt werden. Einige Meßergebnisse deuten auf die Ausbildung einer Überstruktur hin. Dies entspricht aufgrund der Nähe zum Stahl auch den Erwartungen auf Grundlage des binären Phasendiagramms. Messungen der Elementkonzentration reichen von Zusammensetzungen aus dem Bereich der Überstruktur FeAl bis hin zur Phase FeAl_2 . Diese widersprüchlichen Ergebnisse lassen sich nur mit einem erheblich vergrößerter Existenzbereich der Überstruktur aufgrund des kurzen Zeitintervalls mit erhöhten Temperaturen erklären.

Der Aufbau des Phasensaums auf der aluminiumnahen Seite ist komplexer. Es finden sich feinkristalline, teils runde Körner mit charakteristischen planaren Defektstrukturen (als feine Linienstruktur in den Bildern zu erkennen). Es ist jedoch keine bevorzugte kristallographische Orientierung dieser Strukturen zu erkennen. Die Körner wachsen zu einer Schicht zusammen, die bei Verwendung von zusätzlichem Silizium durch eine geschlossene Wachstumsfront vom Aluminium getrennt wird. Die Bestimmung der Phasentypen ist auch hier nicht eindeutig. Die Daten des Kristallgitters deuten auf FeAl_3 , während Konzentrationsmessungen auch FeAl_2 erwarten lassen. Auch hier muß daher von einem vergrößerten Existenzbereich dieser Phase ausgegangen werden.

Die Anwendung von Silizium als Zusatzelement im Grundwerkstoff oder im Zusatzdraht verändert das Aussehen und die Aufteilung der Phase nur gering. Alle Konzentrationsmessungen zeigen, daß Silizium im gesamten Phasensaum nachweisbar ist, ohne daß es zu charakteristischen Konzentrationsspitzen beispielsweise im Bereich von Korngrenzen kommt. Damit scheint Silizium in die intermetallischen Phasen eingebaut zu werden und homogen verteilt zu sein. Stöchiometrische Beziehungen zwischen den drei Elementen Fe, Al und Si lassen sich aber nicht bestimmen. Es ist daher zu vermuten, daß geringe Anteile Silizium in den Phasen gelöst werden, ohne dabei die Gitterstruktur der Phase zu ändern. Sollte dieses über die Besetzung von Leerstellen möglich sein, so ist darüber das verlangsamte Phasenwachstum, was experimentell nachgewiesen wurde, zu erklären.

Zusammenfassung und Ausblick

Das Laserstrahlfügen von Aluminium mit Stahl unter selektiver Aufschmelzung des Aluminiums stellt eine Fügeverfahren mit hohem Potential dar. Die entstehenden Phasensäume

haben einen entscheidenden Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften der Verbindung. Im Rahmen dieser Arbeit konnte gezeigt werden, daß durch konstruktive und prozeßtechnische Optimierungen diese Phasenbildung weitgehend reduziert werden kann.

Die Charakterisierung der entstehenden Phasen zeigt, daß der Phasensaum aus einer polykristallinen Schicht besteht. Die Zusammensetzung der Phasenbestandteile der Schicht wurde mangels eines geeigneten Analyseverfahrens lediglich semi-quantitativ beschrieben. Es konnte gezeigt werden, daß der Phasensaum in einem aluminiumnahen und einem eisennahen Bereich eingeteilt werden kann. Analog zur örtlichen Zuordnung entstehen intermetallische Phasen, die entsprechend reich an Aluminium bzw. Eisen sind. Untersuchungen der Phasensäume zeigen, daß Silizium einen Einfluß auf die intermetallische Phasenbildung hat. Sowohl die Phasensaumdicke als auch die Struktur der sich bildenden Phasen unterscheiden sich von denen ohne Silizium als Legierungselement. Eine quantitative Untersuchung dieser Gefügeänderung auf die mechanischen Eigenschaften steht bisher aus.

Wir danken der DFG für die Förderung der Untersuchungen. Zusätzlich gilt der Dank Herrn Dr. Luft von der Fraunhofer Gesellschaft, Dresden, für die durchgeführten TEM-Untersuchungen

Literaturverzeichnis

- [EIC82] Eichhorn, F.; Emonts, M.; Leuschen, B.: Widerstandspunktschweißen der Werkstoffkombinationen Aluminium-Stahl. Schweißen und Schneiden, Heft 1. Düsseldorf, DVS-Verlag (1982), S. 15-20.
- [GEB53] Gebhardt, E.; Obrowski, W.: Reaktionen von festem Eisen mit Schmelzen aus Aluminium und Aluminiumlegierungen. Zeitschrift für Metallkunde, Band 44 (1953), S. 154-160.
- [HUF88] Hufnagel, W. u.a.: Aluminium Taschenbuch. 3. Auflage, Aluminium-Verlag, Düsseldorf (1988).
- [KRE01] Kreimeyer, M.; Wagner, F.; Zerner, I.; Sepold, G.: Laserstrahlfügen von Aluminium mit Titan unter Verwendung eines optimierten Arbeitskopfes. Vortragsband zur Veranstaltung „6. Internationales Kolloquium Hart und Hochtemperaturlötten und Diffusionsschweißen. LÖT'01“, Aachen (2001), to

be published.

- [RAD95] Radscheit, C.; Schubert, E.; Sepold, G.: Laserstrahlhartlöten – ein geeignetes Fügeverfahren für metallische Werkstoffe im Feinblechbereich. In: Geiger, M.: Vortragsband zur Veranstaltung: „Schlüsseltechnologie Laser: Herausforderung an die Fabrik 2000“ Bamberg: Meisenbach-Verlag (1995), S. 334-335.
- [RAD95²] Radscheit, C.; Schubert, E.; Sepold, G.: Laserstrahlhartlöten – ein geeignetes Fügeverfahren für Werkstoffkombinationen. Vortragsband zum 4. Internationalen Kolloquium „Hart- und Hochtemperaturlötten und Diffusionsschweißen“, DVS-Berichte, Bd. 166. Aachen: DVS-Verlag (1995), S. 289.
- [RAD97] Radscheit, C.: Laserstrahlfügen von Aluminium mit Stahl. Dissertation Universität Bremen 1996. Bremen: Verlag BIAS (1997).
- [SAU95] Sauthoff, G.: Intermetallics. VCH Verlagsgesellschaft, Weinheim, New York, Basel, Cambridge, Tokio (1995).
- [SCH92] Schulze, G.; Krafka, H.; Neumann, P.: „Schweißtechnik – Werkstoffe, Konstruieren, Prüfen“. VDI-Verlag, (1992).
- [SCH94] Schneibel, J.H.; Crimp, M.A.: Processing, Properties and Applications of Iron Aluminides. Proceedings of the Symposium. The Minerals, Metals and Materials Society, San Francisco, USA (1994).
- [SCH99] Schubert, E.; Zerner, I.; Sepold, G.: New Possibilities for Joining by Using High Power Diode Lasers. Proceedings Section G, Icaleo '98, Orlando, Florida, USA (1999), S. 111-120.
- [WEG92] Wegst, C.W.: Stahlschlüssel. Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, Marbach (1992).
- [ZER98] Zerner, I.; Schubert, E.; Sepold, G.: Laserstrahlfügen von Aluminium mit Stahl. Proceedings „Neues zum Schweißen von Leichtbauwerkstoffen“, Tagungsreihe Dünoblechverarbeitung, Erding (1998), S. 221-230.