

Spezies. Dieses wird durch den gemessenen, linearen Anstieg der Gehalte an Sauerstoff und Stickstoff von den Titanschichten mit steigender Leckrate bestätigt.

In Bild 6 sind Mikrohärteverlaufskurven wiedergegeben, die in Querschliffen von den Titanschichten gemessen worden sind, welche während unterschiedlicher Leckraten hergestellt wurden. Demzufolge bewirkt ein Anstieg der Leckrate höhere Härtewerte und ein stärkeres Streuen der Härtewerte. Die Mikrohärteverlaufskurve der bei der höheren Leckrate erzeugten Schicht ist vergleichbar zur Mikrohärteverlaufskurve von der Titanschicht, die mit dem Argon deQualität 4.6 als Plasmagas hergestellt wurde, vgl. Bild 2.

Anhand der in den Bildern 7a und 7b gegenübergestellten Querschliffe von den bei einer Leckrate von 8,5 [Pa l/s] und 236.1 [Pa l/s] erzeugten Titanschichten wird die Ursache der starken Härteschwankungen ersichtlich. So sind im Querschliff der letztgenannten Titanschicht deutlich unregelmäßig geformte, mikrometergroße Einlagerungen zu erkennen (durch Pfeile gekennzeichnet). Nach der im Originalbild blaugrünen Färbung der Phasen infolge der Kontrastierung des Querschliffes mit Eisenoxid zu schließen, sind die Einlagerungen Oxide. Diese Einlagerungen, die sich über die gesamte Schicht verteilen, erklären die innerhalb der Mikrohärteverlaufsmessungen partiell aufgetretenen hohen Härtewerte von bis zu 700 HV<sub>0,02</sub>. Ferner wird bestätigt, daß der kontinuierliche Härteanstieg in Richtung des Grundwerkstoffes auf eine Mischkristallhärtung mit Oxid- bzw. Nitridbildung zurückzuführen ist. Da mit wachsender Schichtdicke die Wärmebehandlungszeit auf dem hohen Niveau der Substrattemperatur abnimmt, verringert sich der Aufhärtungsgrad infolge einer wärmeinduzierten Oxid- und Nitridbildung zur Schichtoberfläche hin. **Die Querschliffe belegen weiterhin**, daß eine Gasaufnahme während der Abkühlphase der Schicht oder zwischen den einzelnen Beschichtungszyklen nur in einem sehr begrenzten Umfang erfolgt sein kann, da sich ansonsten sauerstoff- und stickstoffreiche Zwischenschichten innerhalb der Titanschicht ausgebildet hätten. Diese konnten aber weder licht- noch elektronenmikroskopisch am Querschliff identifiziert werden.

### 3 Zusammenfassung

Es wurden Titanschichten mit einem hinsichtlich Dichtigkeit und Haftfestigkeit optimierten Parametersatz vakuum-plasmagespritzt. Durch Variation der Plasmagasreinheit - verschiedene Argonqualitäten (4.6,

4.8, 5.0) - konnte ein Anstieg der Härte, Porosität sowie der Schichtdicke beim Verwenden von Argon 4.6 ermittelt werden. Einen größeren Einfluß auf die Schichteigenschaft übt demgegenüber die Leckrate des Vakuumsystems aus. Die Ursache liegt in der Gasaufnahme, vorwiegend Sauerstoff und Stickstoff, in den Titanschichten. Die Gase bilden mit dem Metall Mischkristalle sowie Oxide und Nitride während des Spritzprozesses, die zu einer höheren Härte führen.

### Schrifttum

- /1/ Dvorak, M.: Eigenschaften Vakuum-plasmagespritzter Oberflächenschutzschichten, Fachbroschüre Oberflächentechnik, Schriftenreihe Praxis Forum 3/91, (1991)
- /2/ Steffens, H.-D.; M. Mack, R. Lauterbach: A Simple Model to Predict Approximate Particle Velocities in Low-Pressure Plasma Spraying, Proc. of the 12th ITSC 89 London UK, (1989), paper 52
- /3/ Spores, R.; E. Pfender: Flow Structure of a turbulent Thermal Plasma Jet, Surface and Coatings Technology 37, 1989, 251 - 270
- /4/ Apelian, D.; D. Wei, M. Paliwal: Particle - Plasma Interaction During Low Pressure Plasma Deposition, Thin Solid Films. 118, 1984, 395 - 407
- /5/ Zwicker, U.: Titan und Titanlegierungen; Zeitschrift f. Werkstofftechnik, 5, 1974, S 233-284
- /6/ Benz, R.; Scheidler, G.P.: Metal-Gas Reactions in Arc Plasma Spraying of Ti, Zeitschrift f. Metallkunde, 71 (3), 1980, 182 - 188
- /7/ Schleicher, H.; Zwicker U.: Auswirkung von Wasserstoff in Titanlegierungen, Zeitschrift f. Metallkunde, 47, 1956, 570 - 576
- /8/ Höhle, H.-M., Dietsch, W.: Design of a Computer-Controlled Vacuum Plasma Spray System for Production Application; Plasma Surface Engineering, DGM-Verlag, Oberursel, 1989, 373 - 387

3073

## Laserstrahl-WIG-Schweißen von Aluminiumlegierungen

I. Decker, J. Wendelstorf und H. Wohlfahrt, Braunschweig

### Zusammenfassung:

Eine Untersuchung der physikalischen Mechanismen der Laser-Lichtbogen-Wechselwirkung hat einen neuen Schweißvorgang in den Bereich industrieller Relevanz gebracht. Wird ein CO<sub>2</sub>-Laserstrahl von 125 bis 1.500W Leistung auf den werkstückseitigen Fußpunkt des WIG-Lichtbogens fokussiert, so konzentriert sich die Energie des Schweißlichtbogens aufgrund der Wechselwirkung mit dem laserproduzierten Dampfstrahl. Diese kombinierte Schweißenergiequelle bietet wichtige Vorteile, wie z.B. Schweißen mit langen Lichtbögen, HF-freie Zündung, erhöhte Schweißgeschwindigkeit und das Schweißen ohne Nahtvorbereitung. Im folgenden wird die Eignung des Prozesses zum Schweißen von 2mm dicken Aluminiumblechen untersucht. Die Resultate zeigen, daß die nun vorliegenden Kenntnisse über diesen Schweißvorgang durchaus von praktischer Bedeutung sind. 'LASER-WIG'-Schweißen ermöglicht höhere Schweißgeschwindigkeiten mit im Vergleich zum konventionellen Laserstrahlschweißen erheblich reduzierter Laserleistung.

### Einleitung

Das Laserstrahlschweißen und das Wolfram-Inert-Gas-Lichtbogenschweißen (WIG) sind industriell weit verbreitete Schweißverfahren, die ohne Zusatzwerkstoff eingesetzt werden. Laserstrahlschweißanwendungen erfordern hohe Investitionskosten, während WIG-Lichtbogenschweißanwendungen i.a. nur eine geringe Produktivität ermöglichen. Diese grundlegenden Nachteile brachten 1976 W. Steen auf die Idee eines kombinierten Laserstrahl-Lichtbogen-Schweißverfahrens /1-2/. Diese neue Möglichkeit eines Schweißprozesses in der technologischen Lücke zwischen konventioneller Laserstrahl- und Lichtbogentechnologie wurde von 1976 bis 1980 anhand von Einbrandstudien an 12mm Baustahldickblech /3/, einfachen

mathematischen Modellen /4/ und Schweißversuchen an Titanfolien und niedriglegiertem Stahl untersucht /1-4/. Die grundlegenden Prozeßeigenschaften konnten auch für Aluminium verifiziert werden /5-6/.

Die dem LASER-WIG-Schweißprozeß zugrundeliegenden physikalischen Mechanismen wurden im Rahmen eines Projektes der fokussierten Grundlagenforschung (BE-3037) näher untersucht. Die dort gewonnen Erkenntnisse ermöglichten erstmalig die reproduzierbare Herstellung von Verbindungsnahten an Aluminiumwerkstoffen.

Im folgenden werden die grundlegenden physikalischen Mechanismen des LASER-WIG- Prozesses zusammengefaßt und Schweißexperimente an 2mm dicken Aluminiumproben beschrieben.

### Verfahrensgrundlagen

Beim konventionellen Gleichstrom-WIG-Schweißen mit negativ gepolter Elektrode (WIG-DCEN) wird die Energie durch einen frei brennenden Schutzgaslichtbogen auf die Oberfläche des Werkstückes übertragen. Besonders bei Lichtbogenlängen von mehr als 2 mm ist die Energieverteilung mehrere mm breit /10/. Die Schweißnaht bildet sich durch Wärmeleitung von der Oberfläche des Schmelzbades (Wärmeleitungsschweißen). Wird ein Laserstrahl mit (verglichen mit dem Lichtbogen) niedriger Leistung auf den Anodenfußpunkt des Lichtbogens fokussiert, entsteht ein lokaler Dampfstrahl (Bild 1). Der laserproduzierte Metaldampf in dieser Region stellt nun für den Lichtbogen Material dar, welches sich leichter ionisieren läßt, als das verwendete Schutzgas (Ar, He). Deshalb zeigt der Lichtbogenbereich, der von diesem Verdampfungsjet betroffen ist, eine höhere elektrische Leitfähigkeit. Durch Anziehung und Stabilisierung des Lichtbogenfußpunktes ergibt sich eine neue Form des Bogenbrennens,

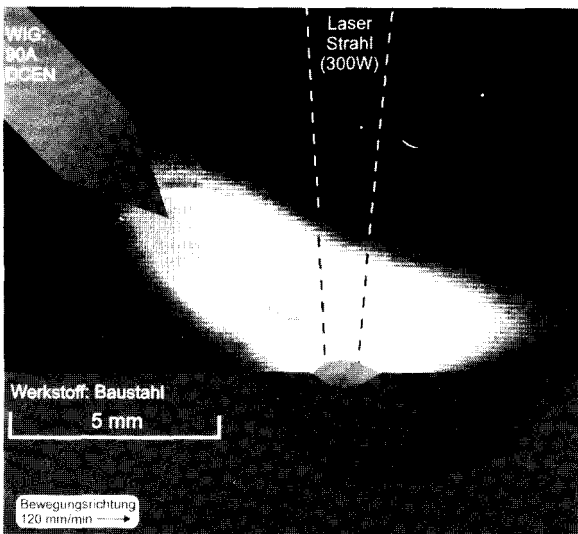


Bild 1. DCEN-Argon-WIG-Lichtbogen, unterstützt durch einen fokussierten CO<sub>2</sub>-Laserstrahl.

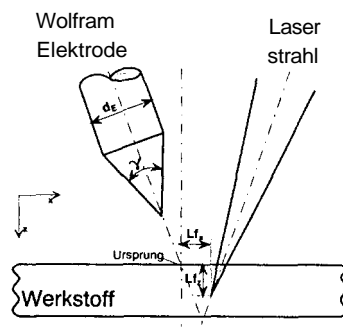
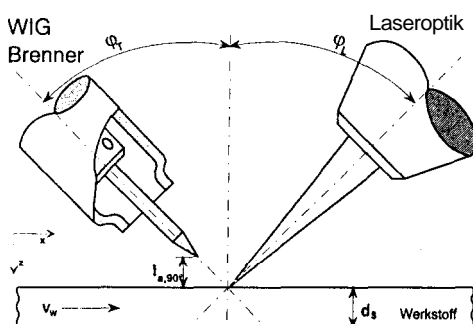


Bild 2. Geometrische Parameter des kombinierten Laserstrahl-WIG-Schweißverfahrens.

Als ein Indikator für die Konzentration von Lichtbogenenergie wurde die Stromdichteverteilung des Lichtbogens gemessen /10/. Es wurde festgestellt, daß die Stromdichte des LASER-WIG-Lichtbogens bis zu fünfmal höher ist als die des reinen WIG-Bogens. Außerdem wurde die anodische Stabilisierung benutzt, um den Lichtbogenfußpunkt vom Laserfokus führen zu lassen. Die Konzentration der Lichtbogenenergie erstreckt sich über die gesamte Lichtbogensäule. Der Lichtbogen wird stabilisiert und die Brennspannung wird reduziert /9/. Eine andere Eigenschaft dieses Laserfokussierungseffektes ist eine hochfrequenzfreie Lichtbogenzündung, wie vorläufige Experimente gezeigt haben und wie es schon im Bereich des Vakuumschmelzens bewiesen wurde /7/. Es könnte ferner einige zusätzliche Effekte auf die Schweißbadbewegung geben, wie in /8/ vorgeschlagen. Für diese anodische Lichtbogenstabilisierung werden mindestens 100-500W Laserstrahlleistung und eine Intensität von  $1..3 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$  benötigt.

Neben dem Phänomen der Fixierung des Lichtbogenfußpunktes und der Energiekonzentration erzeugt der fokussierte Laserstrahl weiterhin eine Dampfkapillare ('keyhole'). Es tritt schon bei niedrigen Laserleistungen ein Tiefschweißeffekt auf. Der LASER-WIG-Schweißvorgang kann allerdings auch bei Laserleistungen von mehreren kW und Lichtbogenströmen von über 100 A angewendet werden. Wie bereits beschrieben, beruht der Laserunterstützungseffekt auf einer indirekten Laser-Lichtbogen-Wechselwirkung. Die direkte Absorption des Laserstrahls durch das Lichtbogenplasma kann aufgrund der zu geringen Elektronendichte und Temperaturen im Bogenplasma vernachlässigt werden. Verglichen mit anderen Schmelzschweißvorgängen ist die Energieverteilung des Lichtbogens an der Werkstückoberfläche demzufolge beim LASER-WIG-Schweißen nicht unabhängig vom Verhalten des Schweißbades und den Eigenschaften des Grundwerkstoffes. Diese Tatsache erklärt die Zeit, die von den ersten Untersuchungen 1976 bis zur ersten reproduzierbaren Herstellung von echten Verbindungsnahten vergangen ist.

Der Gesamtparametersatz für das Schweißverfahren besteht sowohl aus dem des WIG- als auch aus dem des Laserstrahlschweißprozesses, jedoch treten zusätzliche geometrische Parameter auf (Bild 2). In konkreten Experimenten wurden die Brenner- und die Laserstrahlwinkel  $\phi_T$  und  $\phi_L$  für die jeweils verwendeten Brenner und Laseroptiken bestimmt. Die anderen Parameter wie z.B. die Fokuslage  $L_f$  und  $L_{f2}$  sind genauestens zu optimieren. Für die Experimente, die hier vorgestellt werden, wurden Werte von  $L_{f1} = 0$ ,  $L_{f2} = 0$  und  $\gamma = 60 \pm 5'$  verwendet.

Ein 5-kW-CO<sub>2</sub>-Laser (RS5000) wurde mit einer Modenblende ausgestattet, was im TEM<sub>00</sub>-Modus einen maximalen Leistungsausstoß von 1.8kW zur Folge hat. Der Strahl wurde durch einen „off-axis“ angeordneten parabolischen Kupferspiegel mit einer Brennweite von 150mm fokussiert. Die Strahlparameter wurden mit einem LASERSCOPE UFF100 gemessen. Der Gauß-Mode, der hier verwendet wurde, hatte einen Radius von

$$r_{86\%} [\mu\text{m}] = (101 \pm 8) + (0.023 \pm 0.008) \cdot P_{\text{laser}} [\text{W}].$$

Die Maximalintensität im Zentrum des Laserstrahls variierte linear mit der Laserleistung (100 bis 1.500W):

$$I_{max} [10^6 \text{ Wcm}^{-2}] = (0,86 \pm 0,5) + (0,0042 \pm 0,0005) \cdot P_{laser} [W]$$

Eine MIGATRONIC COMMANDER BDH-320 WIG-Stromquelle wurde im DCEN-Betrieb mit Helium als Schutzgas verwendet. Um anwendungsrelevante Daten zu erhalten, wurde für einen gegebenen Parametersatz eine durch die Bedingung

$$v_w = \frac{1}{2} [v_{pe=d_s} + v_{ub=d_s}],$$

definierte „repräsentative“ Schweißgeschwindigkeit bestimmt. Diese stellt den Mittelwert zwischen der Vorschubgeschwindigkeit  $v_{pe=d_s}$ , bei der der Einbrand der Blechdicke entspricht, und der Schweißgeschwindigkeit  $v_{ub=d_s}$ , bei der die Breite der Nahtunterseite gleich der Blechdicke ist, dar.

### Schweißversuche

Um den LASER-WIG-Prozeß für Aluminiumanwendungen zu untersuchen, wurden Schweißversuche für die „leicht schweißbare“ Knetlegierung AlMgSi1 und für einen typischen Druckgußwerkstoff durchgeführt (Tabelle 1). Es wurden Laserleistungen von bis zu 1.5 kW verwendet.

Tabelle 1. Zusammensetzung der verwendeten At-Werkstoffe.

| Gewichts %  | Mg      | Si      | Mn        | Fe  | Cu   | Ti    | Zn   | Cr   |
|-------------|---------|---------|-----------|-----|------|-------|------|------|
| AlMgSi1     | 0.6-1.2 | 0.7-1.3 | 0.4-1     | 0.5 | 0.1  | 0.10  | 0.20 | 0.25 |
| GD-AlSi10Mg | 0.2-0.5 | 9-11    | 0.001-0.4 | 0.8 | 0.08 | <0.15 | <0.1 | -    |

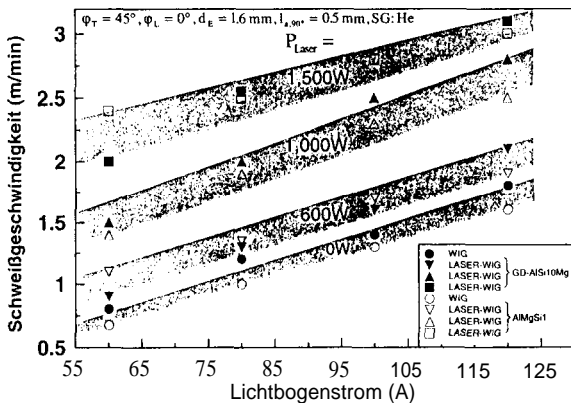


Bild 3. Schweißgeschwindigkeit für 2 mm dicke Al-Teilbleche aus einer Al-Knetlegierung und aus Al-Druckguß in Abhängigkeit vom WIG-Strom.

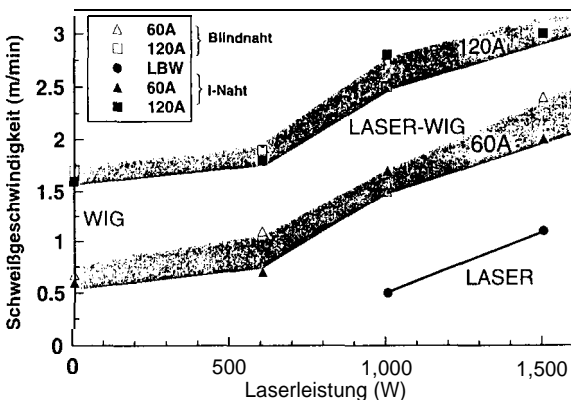


Bild 4. Schweißgeschwindigkeit an 2 mm dicken Al-Druckgußblechen für einen WIG-Strom von 60 und 120 A bzw. reines Laserstrahlschweißen in Abhängigkeit von der Laserleistung.

Die erhaltenen Schweißgeschwindigkeiten  $v_w$  zeigen die Bilder 3 und 4. Verglichen mit dem reinen DCEN-He-WIG-Schweißen

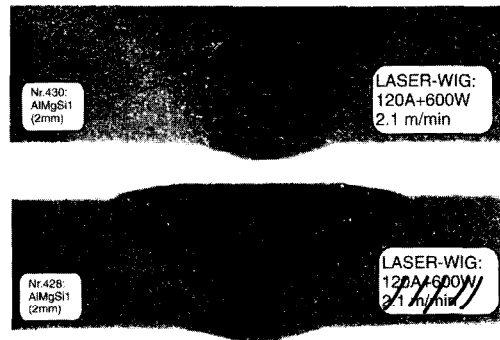


Bild 5. Querschnitte von Laserstrahl-WIG-Schweißnähten an 2 mm dicken AlMgSi1-Blechen.

ergibt sich eine deutliche Steigerung der Geschwindigkeit. Die mindestens notwendige Laserleistung kann auf 600W mit einer Spitzenintensität von  $3 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$  abgeschätzt werden. Somit können durch Verwendung eines „preiswerten“ 1 kW-Lasers in Kombination mit einem WIG-Lichtbogen Schweißgeschwindigkeiten erreicht werden, für die beim reinen Laserstrahlschweißen 2kW notwendig sind. Die Nahtausbildung ist im Fall der Knetlegierung als gut zu bezeichnen (Bild 5). Die

60A + 1500W  
2 m/min

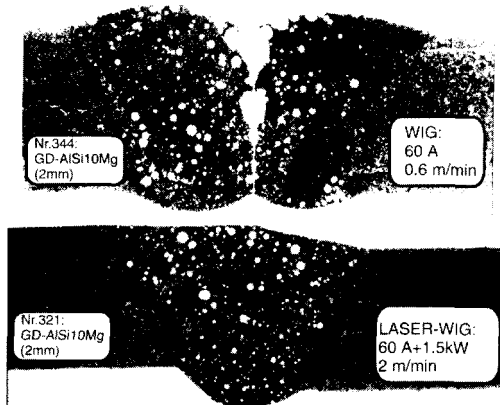


Bild 6. Querschnitte einer WIG- und einer Laserstrahl-WIG-Schweißnaht an 2 mm dicken Al-Druckgußplatten.

Streckenenergie und das Nahttiefe/Breite-Verhältniss liegen zwischen den vom reinen WIG- und vom Laserstrahlschweißen bekannten Werten.

Zum WIG-Schweißen von Aluminiumdruckgußteilen ist i.a. eine vorherige Entfernung der „Gußhaut“ an den Stoßkanten erforderlich, da sonst keine Verbindung erzielt werden kann (Bild 6, oben). Außerdem steigt die Porenhäufigkeit in der Schweißnaht aufgrund des hohen Anteils an gelöstem Wasserstoff mit zunehmender Wärmeeinbringung. Beim LASER-WIG-Schweißen von Aluminium Druckguß war hingegen keine Nahtvorbereitung erforderlich, um gute Schweißnähte zu produzieren (Bild 6, unten). Ferner verringerte sich die Porenbildung aufgrund der geringeren Wärmeeinbringung.

### Schlußfolgerungen

Basierend auf den verfügbaren experimentellen Daten können die den LASER-WIG-Prozeß bestimmenden Mechanismen der Laser-Lichtbogen Wechselwirkung auf qualitative Weise verstanden werden. Die LASER-WIG-Prozeßparameter lassen sich i.a. zumindest soweit optimieren, daß es zu einer Energie-

addition der beiden Einzelprozesse kommt. Eine synergetische Wechselwirkung aufgrund der durch den Laser hervorgerufenen Konzentration der Lichtbogenenergie-Verteilung ist mit speziell angepaßten Prozeßparametern erreichbar.

Schweißversuche haben für typische WIG-Anwendungen an Aluminiumwerkstoffen die Vorteile wie reduzierte Streckenenergie, gesteigerte Nahtqualität und erhöhte Produktivität belegt.

Für spezielle Anwendungen wie das Schweißen von Aluminiumdruckguß kann auf eine aufwendige Nahtvorbereitung verzichtet werden. Verglichen mit dem reinen Laserstrahlschweißen können ebenso hohe Schweißgeschwindigkeiten bei geringerer Laserleistung erreicht werden. Automatisierungsprobleme aufgrund der HF-Lichtbogen-Zündung lassen sich vermeiden. In komplexen Geometrien kann ferner der Effekt des Lasergeführten Lichtbogenfußpunktes hilfreich sein.

Sicherlich sind noch weitere detaillierte Parameterstudien und eine realistische Modellierung des Prozesses als Basis für eine industrielle Umsetzung notwendig, der LASER-WIG-Schweißprozeß zeigt sich aber bereits jetzt als ein mögliches effektives Werkzeug und ist nicht nur von akademischem Interesse.

*Herrn Dr. H. Pursch, MPI für Plasmaphysik, Berlin, und den Herren D. Seifried und D. Glander, Braunschweig, sei für die technische Unterstützung sowie der Kommission der Europäischen Gemeinschaft sei für die finanzielle Unterstützung unter Vertrag Nr. BREU-0069, Projekt Nr. BE-3037, gedankt.*

## Schrifttum

- /1/ Eboo, M., Steen, W. M. u. Clarke, J.: Arc-augmented laser welding. *Conference: Advances in Welding Processes* (1978), Harrogate 9-11.5.1978, S. 257 - 265.
- /2/ Steen, W. M., u. Eboo, M.: Arc augmented laser welding. *Metal Construction* 11 (1979), S. 332 - 335.
- /3/ Alexander, J., u. Steen, W. M.: Penetration studies on arc augmented laser welding. *Proceedings of the International Conference on Welding Research in the 1980's*. Osaka 27.-29.10.1980, (1980), S. 121 - 125.
- /4/ Steen, W. M.: Arc augmented laser processing of materials. *Journal of Applied Physics* 51 (1980), S. 5636 - 5641.
- /5/ Diebold, T. P. u. Albright, C. E.: LASER-GTA welding of aluminum alloy 5052. *Welding Journal* 63 (1984), S. 18s - 24s.
- /6/ Devletian, J. H.: Arc-augmented laser welding of aluminum. *Welding Research Council, Progress Reports* 43 (1988), S. 74 - 84.
- /7/ Siemroth, P., u. Scheibe, H. J.: A method for laser-sustained arc ignition. *IEEE Transactions on Plasma Science* 18 (1990), S.911 - 916.
- /8/ Zauikin, A. E., Katulin, V. A., Levin, A. V. u. Petrov, A. L.: Distinctive features of the hydrodynamic processes in laser-arc action on metals. *Soviet Physics Doklady* 36 (1991), S. 194 - 195.
- /9/ Cui, H., Decker, I., Pursch, H., Ruge, J., Wendelstorf, J. u. Wohlfahrt, H.: Laser induzierte Fokussierung des WIG-Lichtbogens. *DVS-Berichte, Düsseldorf, Germany* 146 (1992), S. 139 - 142.
- /10/ Avilov, V. V., Decker, I., Pursch, H. u. Wendelstorf, J.: Study of a Laser-enhanced welding arc using advanced split anode technique. *Proceedings of the XXI. International Conference on Phenomena in Ionized Gases* (G Ecker, U Arendt and J Bösel, Ed.), Bd. II (1993), APP Ruhr Universität Bochum, 19-24.9.1993, S. 36 - 37.