

See discussions, stats, and author profiles for this publication at: <https://www.researchgate.net/publication/286496745>

Charakterisierung diffusions-geschweißter titanaluminide

Article in *Schweißen und Schneiden/Welding and Cutting* · September 1997

CITATIONS

7

READS

16

4 authors, including:



Gürel Çam

Iskenderun Technical University

90 PUBLICATIONS 2,706 CITATIONS

[SEE PROFILE](#)



M. Koçak

Gedik Holding, Gedik University

186 PUBLICATIONS 2,965 CITATIONS

[SEE PROFILE](#)

Some of the authors of this publication are also working on these related projects:



Power Beam Welding of Structural Steels [View project](#)



Power Beam Welding of Structural Alloys [View project](#)

Charakterisierung diffusionsgeschweißter Titanaluminide¹⁾

Dipl.-Ing. Karl-Heinz Bohm, Dipl.-Phys. Volker Ventzke, Dr.-Ing. Gürel Cam und Dr.-Ing. Mustafa Koçak, Geesthacht

Titanaluminide, die durch herkömmliche Schmelzschweißverfahren kaum zu verbinden sind, lassen sich durch Diffusionsschweißen fügen. In einer neu entwickelten Diffusionsschweißanlage konnte eine Legierung auf Basis der intermetallischen Phase Titan-Aluminium artgleich ohne makro- und mikroskopische Fehler in der Bindezone gefügt werden. Um die Schweißparameter zu optimieren, wurde die Arbeitstemperatur zwischen 925°C und 1150°C und der spezifische Druck zwischen 20 und 40 N/mm² variiert. Die Charakterisierung der Schweißverbindungen erfolgte mit Hilfe der Licht- und Rasterelektronenmikroskopie, zur Beurteilung der Festigkeit dienten Zugversuche an Mikroflachzugproben.

1 Einleitung

Durch Diffusionsschweißungen lassen sich Werkstoffe fügen, die sonst nur schwer zu verbinden sind. Dazu gehören Hartmetalle und Keramiken, die sowohl als artgleiche als auch als artfremde Verbindungen ausgeführt werden können. Das Diffusionsschweißen findet besonders bei Leichtbauwerkstoffen in der Luft- und Raumfahrtindustrie Anwendung.

Im GKSS-Forschungszentrum wurden mit einer Diffusionsschweißanlage neue Werkstoffe auf der Basis intermetallischer Phasen, beispielsweise Titan-Aluminium, geschweißt [1...3]. Diese Werkstoffe erfüllen mit ihren hohen Schmelztemperaturen und ihren guten Festigkeiten bei hohen Temperaturen alle Grundvoraussetzungen für Hochtemperaturanwendungen. Da sie bisher bei Raumtemperatur noch eine zu geringe Zähigkeit besitzen, sind Schmelzschweißverfahren nicht oder nur unter erschwerten Bedingungen einsetzbar [4]. Zum Beispiel sind Risse in der Schweißnaht nie ganz auszuschließen. Aus diesem Grund bot sich das Festkörperschweißen, insbesondere das Diffusionsschweißen, an.

Vorteil des Diffusionsschweißens ist, daß die Werkstoffe im festen Zustand verbunden werden. Die stoffschlüssige Verbindung entsteht durch Festkörperdiffusion, die in einer bestimmten Zeit unter Anwendung von Druck, Temperatur und einer angepaßten Atmosphäre abläuft. Im Unterschied zu anderen Preßschweißverfahren (zum Beispiel Reibschweißen) tritt hier keine oder nur eine geringe makroskopische Verformung auf. Die Werkstoffeigenschaften im Bereich der Fügezone ändern sich nur geringfügig [5].

Werkstoffe auf Basis der intermetallischen Verbindung Titan-Aluminium (TiAl) konnten mit der zur Verfügung stehenden Anlage bereits erfolgreich artgleich (TiAl-TiAl) geschweißt werden. Aufgrund der hohen Schmelztemperatur von etwa 1460°C wurde die Diffusionsschweißanlage konstruktiv so ausgelegt, daß Schweißtemperaturen bis 1500°C möglich waren.

Zur Beurteilung der Qualität der Schweißverbindungen erfolgten Zugversuche an Mikroflachzugproben. Mit Hilfe der Licht- und Rasterelektronenmikroskopie sollten systematische Zusammenhänge zwischen den Schweißbedingungen, der chemischen Zusammensetzung sowie der Mikrostruktur der Schweißnaht untersucht werden. Ziel war es, zu zeigen, daß auch Werkstoffe auf der Basis intermetallischer Phasen ffügbar sind und daß das Diffusionsschweißen ein geeignetes Fügeverfahren darstellt. Darüber hinaus waren die entsprechenden Schweißparameter zu ermitteln.

2 Versuchsdurchführung

Für die Untersuchungen stand eine feingegossene und heißisostatisch gepreßte Legierung mit γ -Struktur und Teilchenzahlanteilen von 49% Titan, 47% Aluminium und insgesamt 4% der Legierungselemente Chrom, Mangan, Niob, Silizium und Bor zur Verfügung. Das Gefüge liegt als Duplexstruktur vor, bestehend aus einem lamellaren Gefüge mit α_2 - (Ti₃Al (DO₁₉)) und γ -Phase (TiAl (L1₀)) und einem globularen Gefüge mit γ -Phase.

2.1 Versuchseinrichtung

Bild 1 zeigt die Diffusionsschweißanlage mit dem Datenerfassungssystem. Sie ist für eine Drucklast von maximal 250 kN konstruiert. Der Kammerofen besitzt ein Molybdänheizelement und ist für Arbeiten bis 1500°C unter Inertgas oder Vakuum ausgelegt, wobei ein Vakuum im Bereich von 10⁻⁶ mbar erreichbar ist.

Bild 2 zeigt den schematischen Aufbau der Heißpresse. Die Heizzone befindet sich in einem wassergekühlten Vakuumkessel. Die Preßstempel bestehen überwiegend aus Keramik, nur in wenigen Fällen wurden sogenannte „TZM-Stempel“ (eine Titan-Zirkonium-Molybdän-Legierung) benutzt. Bei Keramikstempeln ist eine höhere Schweißtemperatur (über 1100°C) sowie eine geringere Wärmeabfuhr möglich. Zur Temperaturmessung bis 2000°C dienten zwei mit Molybdän ummantelte Thermoelemente der Paarung Wolfram/Rhenium. Gemessen wurden die Temperaturen sowohl in der Heizzone als auch direkt an der Schweißprobe. Dabei zeigte sich, daß beide Temperaturen oberhalb 900°C etwa gleich waren, Heiz- und Proben temperatur waren also unter den verwendeten Bedingungen identisch.

Mit einem programmierbaren Zweikanalregler ließen sich während eines Prozesses Temperatur und Druck regeln. Zur Erfassung, Registrierung und Aufbereitung der Meßdaten diente ein Computer, der als prozeßrechnergestütztes Meßwerterfassungssystem konzipiert war. Als Prozeßdaten wurden Soll- und Ist-Temperatur, Druck, Vakuum sowie Kolbenweg erfaßt und aufgezeichnet.

¹⁾ Mitteilung aus dem Institut für Werkstofforschung, GKSS Forschungszentrum Geesthacht.



Bild 1. Diffusionsschweißanlage mit Datenerfassungssystem.

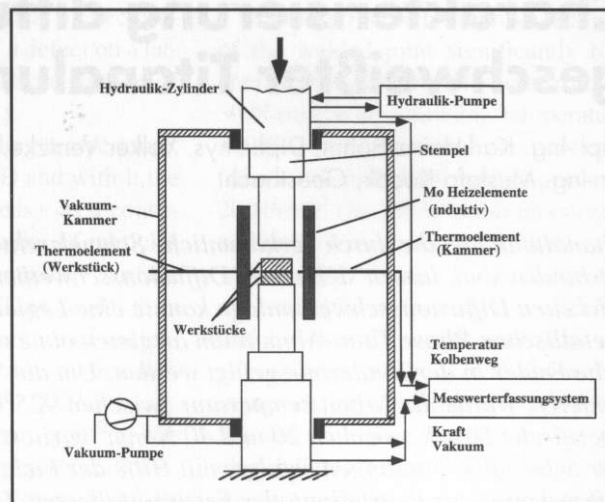


Bild 2. Schematische Darstellung des Aufbaus der Heißpresse.

2.2 Mechanische Prüfung

Da die Herstellkosten des Werkstoffs recht hoch waren, stand nur wenig Material zur Verfügung. Infolgedessen mußten für die Zugversuche Mikroflachzugproben, Bild 3, mit geringen Abmessungen verwendet werden.

Die Herstellung erfolgte mit einer Funkenerodieranlage, da der Werkstoff für eine zerspanende Bearbeitung mit geometrisch bestimmten Schneiden wenig geeignet ist. Funkenerosives Abtragen ist nahezu unabhängig von den mechanischen Kennwerten der Werkstoffe wie Härte oder Zugfestigkeit. Gleichzeitig lassen sich komplizierte Raum- und Hohlformen herstellen [6]. Allerdings besteht die Gefahr, daß sich Mikrorisse im Werkstück bilden können. Deshalb sollte die Oberfläche anschließend geschliffen werden. Wegen des hohen Aufwands wurde hierauf jedoch verzichtet, da lediglich ein Vergleich der mit den jeweiligen Schweißparametern erzeugten Schweißverbindungen im Vordergrund stand.

Die Zugversuche wurden nach dem Diffusionsschweißen und der Fertigstellung der Mikroflachzugproben bei Raumtemperatur quer zur Schweißnaht und mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 0,5 mm/min durchgeführt.

2.3 Diffusionsschweißungen

Um qualitativ gute Verbindungen herzustellen war

- ein gleichmäßiger Kontakt in der Bindeebene herzustellen,
- Planparallelität der Füge- bzw. Preßflächen zu gewährleisten,
- jeweils eine saubere Oberfläche zu schaffen und
- die Vermeidung schädlicher thermoelastischer Spannungen zu beachten.

Nur an Stellen, an denen sich beide Werkstücke tatsächlich berühren, kann der Stoffaustausch über Diffusion erfolgen. Daher sind möglichst saubere, metallisch blanke Flächen und parallele Oberflächen gefordert. Zur Säuberung der Bindeflchen erfolgte eine Reinigung im Ultra-

schallbad mit Propanol und Aceton. Vorher wurden die zu verbindenden Probenoberflächen geschliffen.

Wichtig ist stets die Planparallelität der Bindeflchen sowie der gegenüberliegenden Flächen, die mit den ebenfalls planparallelen Prestempeln (Ober- und Unterstempel) in Kontakt treten. Nur dann ist eine optimale Verbindung möglich, da bei Kantenabfall keine gleichmäßige Oberflchenannherung erreicht wird. Andernfalls erfolgt kein Kontakt auf allen Flächenelementen der Oberflächen. Bei spröden und harten Werkstoffen kann es aufgrund der entstehenden Kerbwirkung zu Spannungen im Werkstoff, zu Rißbildung und zum Bruch kommen [5].

Auf Bearbeitungsvorgänge wie Läppen oder Polieren der Bindeflchen wurde verzichtet, um notwendige Rauigkeitsspitzen zu erhalten, die werkstoffabhängig sein können. Die Oberflächen passen sich dann besser durch plastische Deformation an. Es kommt zu einer Einbnung der Rauigkeitsspitze und einem direkten Kontakt der Atome in der Bindeebene [7]. Im Vergleich zu geläpften Verbindungen erfolgt daher eine stärkere adhsive Bindung [5].

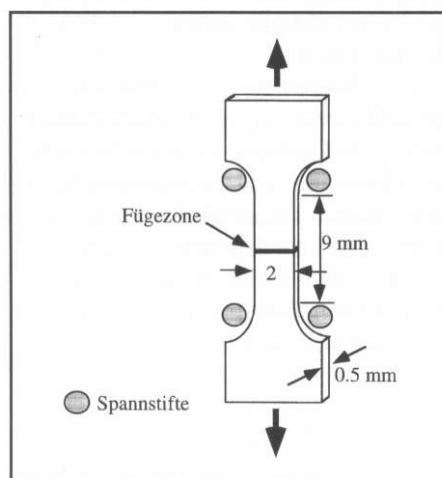


Bild 3. Verwendete Mikroflachzugprobe (schematisch).

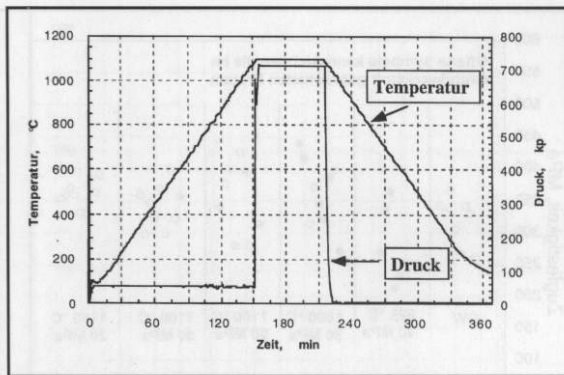


Bild 4. Prozessverlauf beim Diffusionsschweißen (Schweißtemperatur 1100°C, spezifischer Druck 30 N/mm²).

Der Prozessverlauf beim Diffusionsschweißen ist in Bild 4 in Abhängigkeit von Temperatur und Druck dargestellt. Nach Erreichen eines Vakuums von $3,0 \times 10^{-4}$ mbar begann der Aufheizprozeß. Gleichzeitig wurde die Probe mit einem spezifischen Anpreßdruck von 2,16 N/mm² beaufschlagt, um ein Verrutschen der Probe zu verhindern. Nach Erreichen der Schweißtemperatur wurde der festgelegte Schweißdruck aufgebracht und über die gesamte Haltezeit (Schweißzeit) aufrechterhalten. Mit Beginn der Abkühlphase erfolgte eine Absenkung des Schweißdrucks mit Hilfe einer Sprungfunktion bis auf 0 N/mm². Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeit betragen 7°C je Minute, um eine Zerstörung der Keramikstempel zu vermeiden.

Die Abmessungen der Schweißproben betragen etwa 11 mm × 21 mm. Die Schweißversuche wurden bei 925°C, 1000°C, 1100°C und 1150°C durchgeführt. Der Schweißdruck lag bei 40, 30 oder 20 N/mm². Die Halte- bzw. Schweißdauer betrug in allen Fällen eine Stunde.

2.4 Licht- und Rasterelektronenmikroskopie

An jeder Schweißprobe fanden lichtmikroskopische Betrachtungen unter polarisiertem Licht statt. Die Bruchflächenmorphologie der Mikroflachzugproben wurde in einem digitalen Rasterelektronenmikroskop betrachtet. Das Rasterelektronenmikroskop war mit einer Lanthanhexaboridkathode ausgerüstet, die gegenüber einer herkömmlichen Wolframhaarnadelkathode einen größeren Richtstrahlwert besitzt und eine höhere elektronenoptische Auflösung bietet.

3 Ergebnisse

3.1 Gefüge

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen ergaben, daß in der Fügezone neue Körner durch Rekristallisationsvorgänge entstanden waren, Bild 5. Mit zunehmenden Schweißtemperaturen waren größere Korndurchmesser sowie breitere Diffusionszonen feststellbar. Gefüge und Bruchverhalten diffusionsschweißter

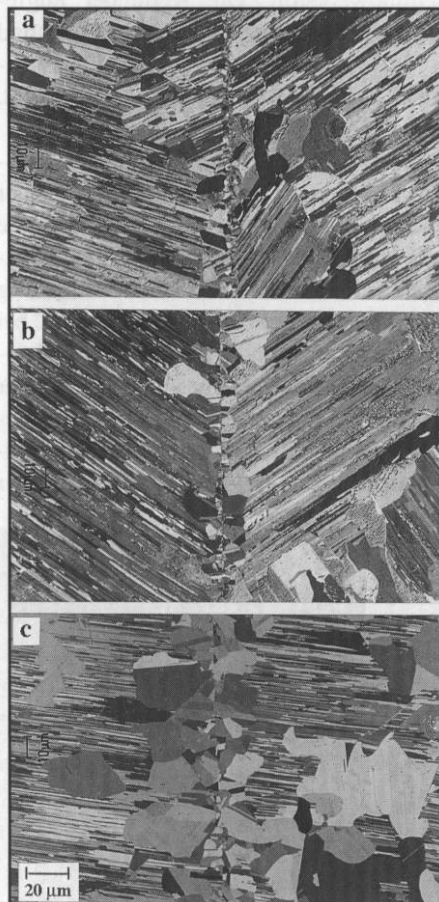


Bild 5. Gefügeentwicklung in Abhängigkeit von der Schweißtemperatur und dem spezifischen Druck: **a)** 925°C, 40 N/mm², **b)** 1000°C, 30 N/mm², **c)** 1100°C, 30 N/mm².

Titanaluminide sind ausführlich in [8...10] beschrieben.

Bild 6 zeigt rasterelektronenmikroskopische Abbildungen von Bruchoberflächen der in der Fügezone gerissenen Mikroflachzugproben. Man erkennt auch hier eine mit zunehmender Temperatur grobkörnigere Struktur der Diffusionszone. Diese Beobachtung läßt sich mit dem 1. Fickschen Gesetz erklären:

$$\vec{J} = D \vec{\nabla} C \quad (1)$$

Der Vektor \vec{J} ist die Stromdichte, das ist die Menge an diffundierenden Teilchen, die sich während der Zeit dt durch eine Grenzfläche dS unter dem Einfluß des Konzentrationsgefälles $\vec{\nabla} C$ bewegt. Der Selbstdiffusionskoeffizient D ist

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

und hängt von der Schweißtemperatur T ab. Je höher die Aktivierungsenergie Q ist, um so beständiger ist ein Metallgitter

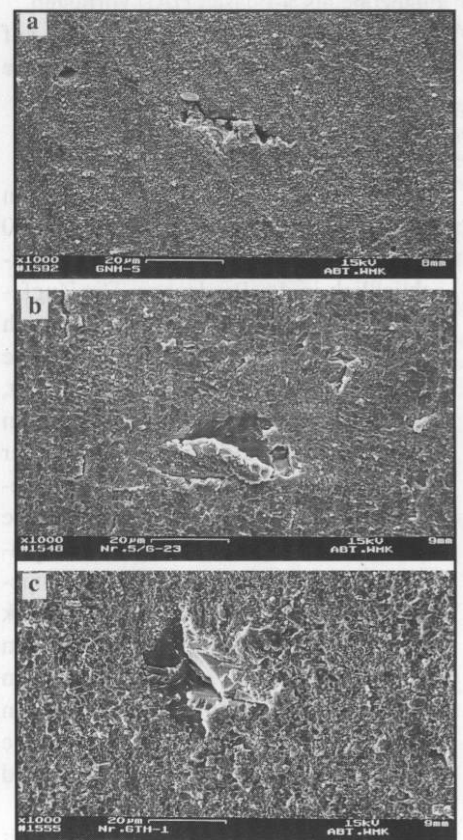


Bild 6. Bruchflächen mit zunehmender Kornvergrößerung in Abhängigkeit von Schweißtemperatur und spezifischem Druck: **a)** 925°C, 40 N/mm², **b)** 1000°C, 40 N/mm², **c)** 1100°C, 20 N/mm².

und um so schwieriger ist der Ablauf der Diffusionsvorgänge. Die Diffusion über Zwischengitterplätze ist mit einem geringeren Energieaufwand verbunden als über Gitterplätze. D_0 ist der Frequenzfaktor und R die molare Gaskonstante. Der Frequenzfaktor ist von der Sprungweite λ abhängig:

$$D_0 = 1/6\Gamma\lambda^2 \quad (3)$$

Die Sprungrate Γ ist definiert als die reziproke mittlere Aufenthaltsdauer eines Defekts auf einem Gitterplatz und liegt in der Größenordnung der Debye-Frequenz [11].

Mit zunehmender Schweißtemperatur nimmt der Diffusionskoeffizient D und damit auch die Stromdichte zu, wodurch sich die Menge der durch ein Grenzflächenelement dS diffundierenden Teilchen erhöht. Dies führt zu einer größeren Kornstruktur infolge Keimbildung und Kornwachstum. Aus der energiedispersiven Röntgenanalyse (EDX) geht hervor, daß die neu entstandenen Körner in der Fügezone als γ -Phase (TiAl) vorliegen.

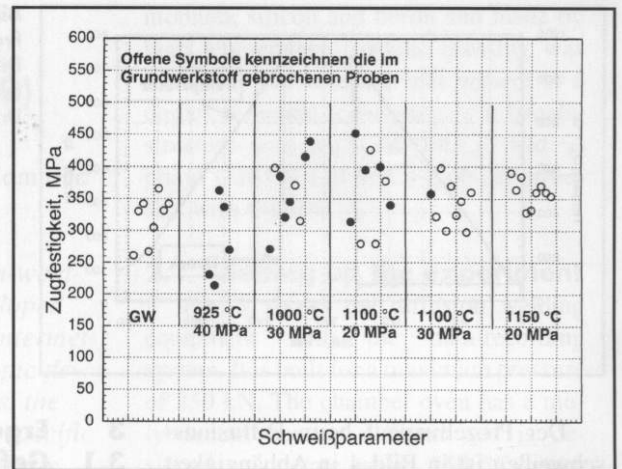
Ein Einfluß des Schweißdrucks auf die Größe der Körner in der Fügezone konnte nicht festgestellt werden.

3.2 Mechanische Prüfung

Die bei einer Schweißtemperatur von 925°C und einem Schweißdruck von 40 N/mm² geschweißten Proben rissen ausschließlich in der Bindezone. Die Zugfestigkeitswerte streuten in einem Bereich von 200 bis 360 N/mm², Bild 7. Wurde mit 1000°C und 30 N/mm² geschweißt, so brachen drei von neun Proben im Grundwerkstoff und die übrigen in der Fügezone. Die Zugfestigkeiten lagen relativ hoch bei 320 bis 440 N/mm². Eine leichte Verbesserung der Bindezonenqualität trat auf, sobald eine Schweißtemperatur von 1100°C und ein Schweißdruck von 20 N/mm² gewählt wurde. In diesem Falle versagten vier von neun Proben im Grundwerkstoff. Bild 8 zeigt eine im Grundwerkstoff gerissene Probe. Die Zugfestigkeit betrug zwischen 280 und 450 N/mm².

Sehr gute Ergebnisse konnten mit den Schweißparametern 1100°C und 30 N/mm² erzielt werden, da der Bruch

Bild 7. Zugfestigkeit des Grundwerkstoffs und der Schweißverbindungen für unterschiedliche Schweißparameter.



bei acht Schweißproben im Grundwerkstoff und nur einmal in der Bindezone stattfand. Die Zugfestigkeit erreichte Werte von 300 bis 400 N/mm². Nach Diffusionsschweißungen bei einer Temperatur von 1150°C und einem Preßdruck von 20 N/mm² versagten alle Proben im Grundwerkstoff. Die Werte der Zugfestigkeit bewegten sich zwischen 320 und 400 N/mm². Mit diesen Schweißparametern wurden die besten Resultate erreicht, Bild 7.

Durch eine Erhöhung des Schweißdrucks von 20 auf 30 N/mm² bei einer Schweißtemperatur von 1100°C konnte die Qualität der Schweißverbindung deutlich verbessert werden. Eine Steigerung der Temperatur von 1100 auf 1150°C bei einem Druck von 20 N/mm² führte ebenfalls zu besseren Eigenschaften. Darüber hinaus nahm die durchschnittliche Zugfestigkeit der Schweißproben, die in der Fügezone gerissen waren, mit steigender

Temperatur geringfügig zu. Dieser Effekt ist dadurch erklärbar, daß sich im Bereich der Bindezone bei höherer Schweißtemperatur neue, größere Körner bildeten. Ein Indiz dafür ist die Beschaffenheit der Bruchoberfläche. Bei kleineren Körnern in der Bindezone entstand eine relativ glatte, bei größeren Körnern eine rauhere, Bruchfläche, Bild 6. Wahrscheinlich trat mit größeren Körnern in der Bindezone eine Verbesserung der Schweißverbindung und somit eine geringfügige Erhöhung der Zugfestigkeit ein. Bild 9 zeigt die Topographien der Bruchflächen des Grundwerkstoffs und der Fügezone, die

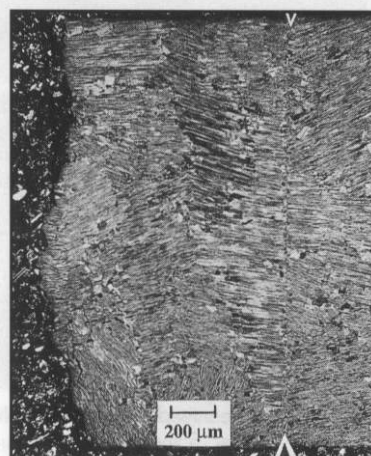


Bild 8. Intakte Bindezone (Pfeile) der im Grundwerkstoff gerissenen Probe.

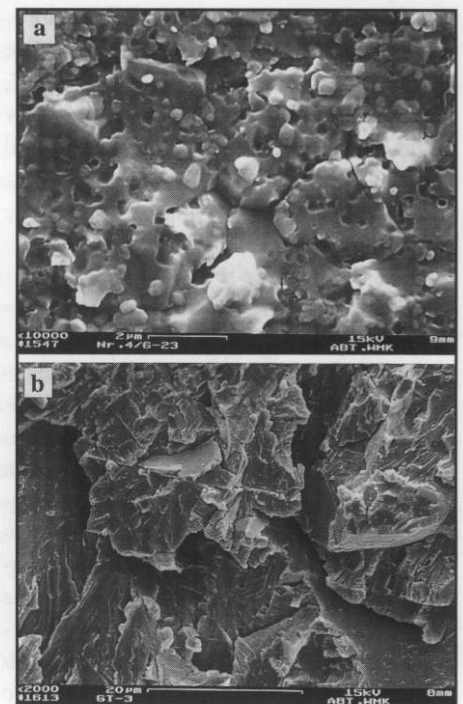


Bild 9. Topographie der Bruchflächen; a) Bindezone, b) Grundwerkstoff.

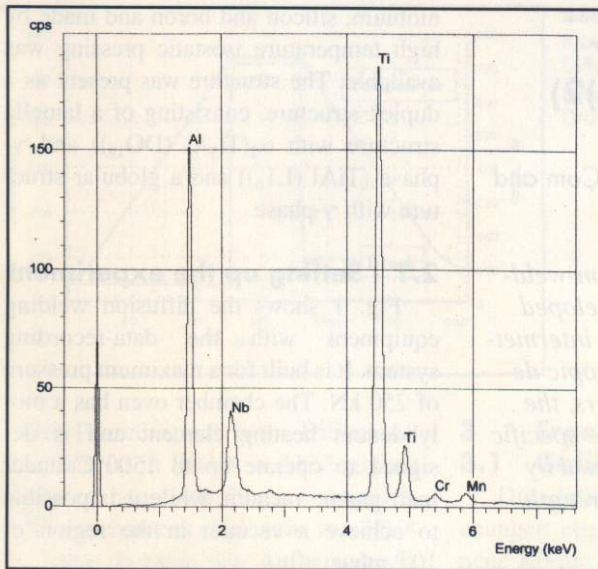


Bild 10. Energiedispersive Röntgenanalyse der hellen Phasen einer Bruchoberfläche aus der Bindezone.

auf einen interkristallinen Spröbruch hinweisen. Im Gegensatz zum Grundwerkstoff sind in der Fügezone während des Schweißens neue Körner der γ -Phase entstanden, die einen kleineren Korndurchmesser besitzen, Bild 9a. Die Bruchfläche enthält kleine helle Körner, bei denen es sich um titanreiche γ -Phasen mit Chrom, Niob und Mangan handelt, Bild 10. Wie Bild 9b zeigt, fallen im Grundwerkstoff die vorhandenen Körner erheblich größer aus.

4 Schlußbemerkungen

An einer Legierung auf Basis der intermetallischen Phase Titan-Aluminium (Schmelztemperatur etwa 1460°C) wurden Diffusionsschweißungen durchgeführt, um die Parameter Schweißtemperatur und Anpreßdruck zu optimieren. Zur Bestimmung der Festigkeit der Verbindungen dienten Zugversuche, die an Mikroflächzugproben erfolgten. Das Gefüge wurde mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie, sowie energiedispersiver Röntgenfluoreszenzanalyse untersucht.

Als günstigste Parameter erwiesen sich eine Schweißtemperatur von 1150°C und ein Anpreßdruck von 20 N/mm². In der Bindezone entstanden relativ große Körner der γ -Phase, die für die Festigkeit der Verbindung verantwortlich waren.

Schrifttum

- [1] Wagner, R., u. a.: Investment casting of γ -TiAl-based alloys: Microstructure and data base for gas turbine applications, Proc. Int. Symp. on γ -Titanium Aluminides (IST-GA'95), Las Vegas 1995, S. 387/404.
- [2] Dahms, M.: Gamma titanium aluminide research and applications in Germany and Austria. Advanced Performance Materials 1, (1994), S. 161/86.
- [3] Dahms, M., u. H. Clemens: Pulvermetallurgisch hergestellte Titanaluminide und ihre potentiellen Anwendungen. Pulvermetallurgie in Wissenschaft und Praxis 11 (1995), S. 113/35. Hager Symposium, „Neue und optimierte Werkstoffe: Pulvertechnologische Wege in die Zukunft“, Hagen 1995. DGM Informationsgesellschaft mbH Verlag, Oberursel 1995.
- [4] Patterson, R. A., u. a.: Titanium aluminide: Electron beam weldability. Wdg. J. 69 (1990), H. 1, S. 39-s/44-s.
- [5] Günther, W.-D., u. a.: Diffusionsschweißen. VEB Verlag Technik, Berlin 1978.
- [6] Victor, H.: Abtragen. Dubbel Taschenbuch für den Maschinenbau. 14. Auflage, Springer-Verlag, Berlin 1981.
- [7] Lison, R.: Das thermische Fügeverfahren Diffusionsschweißen. Metall 33 (1979), H. 4, S. 355/61.
- [8] Cam, G., u. a.: Deformation behavior of diffusion bonded Duplex γ -TiAl alloys. Präsentation auf der 28. Tagung des DVM-Arbeitskreises „Bruchvorgänge“, Bremen 1996.
- [9] Cam, G., u. a.: Microstructural development during diffusion bonding of titanium aluminide (γ -TiAl). Proc. Int. Technology'96 Symposium, Gedik Education Foundation, Istanbul, 1996, S. 25/35.
- [10] Cam, G., u. a.: Fracture behavior of diffusion-bonded Duplex gamma TiAl. JOM 48 (1996), H.11, S. 66/68.
- [11] Schilling, W.: Fehlerrordnungen in Kristallen. Lehrbuch der Experimentalphysik (L. Bergmann und C. Schaefer) – Band 6: Festkörperphysik. W. Raith (Hrsg.), Walter de Gruyter, Berlin 1992.

Characterisation of diffusion-welded titanium aluminides¹⁾²⁾

Dipl.-Ing. Karl-Heinz Bohm, Dipl.-Phys. Volker Ventzke, Dr.-Ing. Gürel Çam and Dr.-Ing. Mustafa Koçak, Geesthacht

Titanium aluminides, which are difficult to join by conventional fusion-welding procedures, can be joined by diffusion welding. In a recently developed diffusion welding plant, it was possible to join an alloy based on the intermetallic phase of titanium-aluminium to itself without macro or microscopic defects in the bonding zone. In order to optimise the welding-parameters, the working-temperature was varied between 925°C and 1150°C and the specific pressure between 20 and 40 N/mm². The weld joints were characterised by means of light and scanning electron microscopy and to judge the strength, tensile tests were used on microsurface tensile specimens.

1 Introduction

Materials, which are otherwise difficult to join, can be joined by diffusion welding. These include carbides and ceramics, which can be in the form of joints between components of the same or different compositions. Diffusion welding is employed particularly with gauge design materials in the aerospace industry.

In the GKSS-Forschungszentrum, new materials based on intermetallic phases, for example titanium-aluminium, were welded using a diffusion welding plant [1...3]. These materials fulfil all basic prerequisites for high-temperature applications with their high fusion temperatures and their good strengths at high temperatures. Because they still have too little room temperature toughness, fusion-welding procedures cannot be used or are useable only under difficult conditions [4]. For example, cracks in the weld can never be completely excluded. For this reason, recourse was had to solid-state welding, particularly diffusion welding.

The advantage of diffusion welding is that the materials are joined in the solid state. The autogenous joint is brought about by solid-state diffusion, which takes place in a certain time with the ap-

plication of pressure, temperature and a suitable atmosphere. In contradistinction to other pressure welding processes (for example, friction welding) there is in this case no or very little macroscopic distortion. The properties of the material in the area of the joint zone are only negligibly changed [5].

Materials based on the intermetallic joint titanium-aluminium (TiAl) could already be successfully welded with the available equipment (TiAl-TiAl). Because of the high fusion temperature of approximately 1460°C, the diffusion-welding equipment was designed in such a way that welding temperatures up to 1500°C could be used.

To evaluate the quality of the welded joints, tensile tests were carried out using microsurface tensile specimens. Systematic relationships between the welding conditions, the chemical composition and the micro-structure of the weld were examined with the aid of optical and scanning electron microscopy. The object was to show, that even materials based on intermetallic phases can also be joined and that diffusion welding represents a suitable joining process. In addition, the corresponding welding parameters were to be determined.

2 Conduct of the experiment

For the investigations, an investment-cast alloy with γ -structure and particle number proportions of 49% titanium, 47% aluminium and a total of 4% of the alloying elements chromium, manganese,

niobium, silicon and boron and made by high temperature isostatic pressing was available. The structure was present as a duplex structure, consisting of a lamella structure with α_2 (Ti₃Al (DO₁₉)) and γ -phase (TiAl (L1₀)) and a globular structure with γ -phase.

2.1 Setting up the experiment

Fig. 1 shows the diffusion welding equipment with the data-recording system. It is built for a maximum pressure of 250 kN. The chamber oven has a molybdenum heating element and is designed to operate up to 1500°C under inert-gas or vacuum, while it is possible to achieve a vacuum in the region of 10⁻⁶ mbar.

Fig. 2 shows the schematic construction of the hot press. The heating zone is in a water-cooled vacuum vessel. The ram consists predominantly of ceramics. Only in a few cases was the so-called "TZM ram" (a titanium-zirconium-molybdenum alloy) used. In using a ceramic ram, a higher welding temperature (over 1100°C) and a lower heat removal are possible. For the temperature measurement up to 2000°C, two molybdenum-covered tungsten/rhenium thermocouples were used. The temperatures were measured both in the heating zone and also directly on the welding specimen. This showed that both temperatures were approximately the same above 900°C, the heating and specimen temperatures were therefore identical under the conditions used.

A programmable two-channel regulator allowed temperature and pressure to be controlled during a process. A computer designed as a process computer-aided measurement and recording system was used for calculating, recording and processing the measurements. The process data recorded and displayed were the nominal and actual temperatures, pressures and vacuum, as well as the piston travel.

¹⁾ Communication from the "Institut für Werkstofforschung", GKSS-Forschungszentrum Geesthacht. ²⁾ For figures and references see German text section (pp. 660/666).

2.2 Mechanical examination

Since the manufacturing costs of the material were quite high, only a small amount of material was available. As a consequence, microsurface tensile specimens of small dimensions had to be used for the tensile test, Fig. 3.

Manufacture was effected with spark erosion equipment, since the material is not very suitable for machining by geometrically-determined cutting. Spark erosion is virtually independent of the mechanical properties of the material, such as hardness or tensile strength. Complicated spatial and hollow-forms can be produced simultaneously [6]. There is, however, a danger that micro-cracks can be formed in the component. The surface should therefore be ground subsequently. Because of the high cost, however, this was omitted, since the prime objective was only to compare the welded joints produced with different welding parameters.

After diffusion welding and the preparation of the microsurface tensile specimens, the tensile tests were carried out at room temperature transverse to the weld and with a loading speed of 0.5 mm/min.

2.3 Diffusion welding

In order to produce good quality joints it was necessary to ensure

- an even contact in the plane of the joint,
- plane-parallelism of the joint and press surfaces,
- the cleanliness of all surfaces, and
- the avoidance of damaging thermo-elastic stresses.

Only at places, where both work-pieces are actually in contact can the exchange of material take place through diffusion. Therefore, bare, metallic faces as clean as possible and parallel surfaces are required. To clean the bonding surfaces, cleaning was carried out with propanol and acetone in an ultrasonic bath. The bonding surfaces of the test specimens were previously ground.

The plane-parallelism of the bonding surfaces as well as the opposite surfaces, which come into contact with the similarly plane-parallel rams (punch and die) is always important. Only then is an optimal joint possible, since the surfaces cannot be brought together uniformly if the edges slope away. Otherwise no contact takes place on all face components of the surfaces. With brittle and hard materials, stresses in the material, crack formation and fracture can occur as a result of the notch effects arising [5].

Treatment-processes such as lapping or polishing of the bonding surfaces were avoided, in order to obtain the necessary

roughness peaks, which may be material-dependent. The surfaces then conform better through plastic deformation. The result is a levelling of the roughness peaks and a direct contact of the atoms in the bonding plane [7]. A stronger adhesive bond is therefore obtained compared with lapped joints [5].

The course of the diffusion welding process is shown in Fig. 4 as a function of temperature and pressure. The heating process was commenced on reaching a vacuum of 3.0×10^{-4} mbar. The specimen was simultaneously subjected to a specific contact pressure of 2.16 N/mm², in order to prevent the specimen slipping. After reaching the welding temperature, the predetermined welding pressure was applied and maintained over the entire hold time (welding time). With the start of the cooling phase, the welding pressure was reduced to 0 N/mm² with the aid of a jump-function. Heating and cooling rates were 7°C per minute, to avoid destruction of the ceramics punch.

The dimensions of the welding specimens were approximately 11 mm × 21 mm. The welding experiments were carried out at 925°C, 1000°C, 1100°C and 1150°C. The welding-pressure was 40, 30 or 20 N/mm². The dwell or welding time amounted to one hour in all cases.

Fig. 1. Diffusion-welding-plant with data-recording-system.

Fig. 2. Schematic representation of the construction of the hot-press.

Hydraulik-Zylinder	hydraulic-cylinders
Vakuum-Kammer	vacuum-chamber
Thermoelement (Werkstück)	thermo-element (workpiece)
Vakuum-Pumpe	vacuum-pump
Hydraulik-Pumpe	hydraulics-pump
Stempel	punches
Mo-Heizelemente	Mo-heating elements
Thermoelement (Kammer)	thermo-element (chamber)
Temperatur	temperature
Kolbenweg	piston travel
Meßwertfassungssystem	measurement-recording-system
Kraft	strength
Vakuum	vacuum

Fig. 3. Micro-surface tensile specimen used (schematic).

Fügezone	joining zone
Spannstifte	clamping pins

Fig. 4. Process curve for diffusion welding (welding-temperature 1100°C, specific pressure 30 N/mm²).

Temperatur	temperature
Druck	pressure
Zeit	time

Fig. 5. Structure-development as a function of the welding-temperature and the specific pressure: **a)** 925°C, 40 N/mm², **b)** 1000°C, 30 N/mm², **c)** 1100°C, 30 N/mm².

Fig. 6. Fracture surfaces with increasing grain coarsening as a function of welding-temperature and specific pressure: **a)** 925°C, 40 N/mm², **b)** 1000°C, 40 N/mm², **c)** 1100°C, 20 N/mm².

Fig. 7. Tensile strength of the base-metal and the welding-joints for different welding-parameters.

Offene Symbole kennzeichnen die im Grundwerkstoff gebrochenen Proben.	Open symbols mark the specimens which failed in the base-metal.
Zugfestigkeit	tensile strength
Schweißparameter	welding parameters

Fig. 8. Intact bonding zone (arrows) of specimen which failed in the base-metal.

Fig. 9. Topography of the fracture surfaces; **a)** bonding zone, **b)** base-metal.

Fig. 10. Energy dispersive X-ray-analysis of the light phases of a fracture surface from the bonding zone.

2.4 Optical and scanning electron microscopy

Each welding specimen was examined under the optical microscope using polarised light. The fracture surface morphology of the microsurface tensile specimens was examined using a digital scanning electron microscope. The scanning electron microscope was equipped with a lanthanum hexaboride cathode, having a larger directional beam value than a conventional tungsten hairpin cathode and offers a higher electron optical resolution.

3 Results

3.1 Structures

The optical microscope investigations indicated that new grains had originated in the zone of the joint as a result of recrystallisation processes, Fig. 5. With increasing welding temperatures, larger grain diameters and wider diffusion zones were detectable. Structures and fracture behaviour of diffusion welded titanium aluminide are extensively described in [8...10].

Fig. 6 shows scanning electron microscope illustrations of fracture surfaces of the microsurface tensile specimens having cracks in the joint zone. Here too, an increasingly coarse grained structure of the diffusion zone can be seen as the temperature is increased. This observation can be explained by Fick's first law:

$$\vec{J} = D\vec{\nabla}C \quad (1)$$

The vector \vec{J} is the current density, that is, the quantity of diffusing particles which move through a boundary surface dS under the influence of the concentration gradient $\vec{\nabla}C$ in a time dt . The self-diffusion coefficient D is

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \quad (2)$$

and depends on the welding-temperature T . The higher the activation-energy Q , the more resistant a metal lattice and the more difficult the course of the diffusion process. The diffusion over interstitial spaces is associated with a lower energy expenditure than over lattice places. D_0 is the frequency-factor and R the molar gas constant. The frequency factor is dependent on the jump width λ :

$$D_0 = 1/6\Gamma\lambda^2 \quad (3)$$

The jump rate Γ is defined as the reciprocal average dwell time of a defect on a lattice position and is of the magnitude of the Debye frequency [11].

With increasing welding temperature, the diffusion coefficient D and with it the current density also increase, as a consequence of which the number of particles diffusing through the boundary surface element dS increases. This leads to a coarser grain-structure because of nucleation and grain-growth. From the energy-dispersive X-ray-analysis (EDX) it appears that the freshly formed grains in the joint zone are present as γ -phase (TiAl).

It was not possible to detect any effect of the welding-pressure on the size of the grains in the joint zone.

3.2 Mechanical examination

The specimens welded at a welding-temperature of 925°C and a welding-pressure of 40 N/mm² cracked exclusively in the bonding zone. The tensile strength-values were scattered over the range from 200 to 360 N/mm², Fig. 7. When welded at 1000°C and 30 N/mm², three of nine specimens broke in the base-metal and the remaining in the joint zone. The tensile strengths were relatively high at 320 to 440 N/mm². Increasing the welding-temperature to 1100°C and at a welding-pressure of 20 N/mm² there was a slight improvement of the bonding zone-quality. In this case, four of nine specimens failed in the base-metal. Fig. 8 shows a specimen cracked in the base-metal. The tensile strength was between 280 and 450 N/mm².

Very good results could be achieved with the welding-parameters 1100°C and 30 N/mm², since eight welding specimens failed in the base-metal and only one in the bonding zone. The tensile strength reached values from 300 to 400 N/mm². After diffusion welding at a temperature of 1150°C and a pressure of 20 N/mm², all specimens failed in the base-metal. The tensile strength values were between 320 and 400 N/mm². These welding-parameters gave the best results, Fig. 7.

It was possible to improve the quality of the welded joint significantly by increasing the welding-pressure from 20 to 30 N/mm² with a welding-temperature of 1100°C. An increase of the temperature from 1100 to 1150°C with a pressure of 20 N/mm² also led to better properties. In addition, with rising temperature there was a slight increase in the average tensile strength of the welding specimens which failed in the joint zone. This effect is explicable by the fact that new, larger grains are formed in the area of the bonding zone at higher welding-temperatures. One indication of this is the nature of the fracture surface. With smaller grains in the bonding zone, a relatively smooth fracture surface was produced, with larger grains it was rougher, Fig. 6. Probably an improvement of the welding-joint occurred with larger grains in the bonding zone and consequently there was a slight increase in the tensile strength. Fig. 9 shows the topographies of the fracture surfaces of the base-metal and the joint zone, which suggest an intercrystalline brittleness. In contrast to the base-metal, new grains of the γ -phase which have a smaller grain-diameter originated in the joint zone during the welding, Fig. 9a. The fracture surface contains small light grains, which are titanium-rich γ -phases with chromium, niobium and manganese, Fig. 10. As shown in Fig. 9b, the existing grains in the base-material turn out to be considerably larger.

4 Conclusions

Diffusion-welding was carried out on an alloy based on the intermetallic phase titanium-aluminium (fusion-temperature approximately 1460°C), in order to optimise the parameters welding-temperature and contact pressure. To check the joint strengths, tensile tests, carried out on microsurface tensile specimens, were used. The structures were analysed by means of optical and scanning electron microscopy, as well as energy-dispersive X-ray-fluorescence analysis.

The most favourable parameters proved to be a welding-temperature of 1150°C and a contact pressure of 20 N/mm². Relatively large grains of the γ -phase, which were responsible for the strength of the joint, originated in the bonding zone.