

See discussions, stats, and author profiles for this publication at: <https://www.researchgate.net/publication/296014635>

Diffusion welding of precision-cast titanium aluminides

Article · January 1999

CITATION

1

READS

24

3 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:



Friction Stir Welding Systems [View project](#)



Joining of High Strength Steels With Low Transformation Temperature (LTT) Filler Wires [View project](#)

Diffusionsschweißen fein-gegossener Titanaluminide¹⁾

Dr.-Ing. Gürel Çam, Dipl.-Ing. Karl-Heinz Bohm und Dr.-Ing. Mustafa Koçak,
Geesthacht

Es wird gezeigt, daß sich auch Werkstoffe auf der Basis intermetallischer Phasen durch Festkörper- und Diffusionsschweißen fügen lassen. Dazu fanden Schweißversuche an einer Titan-Aluminium-Legierung mit unterschiedlichen Schweißparametern statt. Anschließend wurde die Mikrostruktur untersucht und die Scherfestigkeit der Verbindungen ermittelt. Es ergab sich, daß die Scherfestigkeit mit steigender Schweißtemperatur, zunehmendem Druck und Erhöhung der Schweißdauer ansteigt. Darüber hinaus führte eine Wärmebehandlung nach dem Schweißen zu einer deutlichen Verbesserung der Scherfestigkeit.

1 Einleitung

Titanlegierungen auf der Basis von Titanaluminiden besitzen neben einer hohen Schmelztemperatur (etwa 1460°C) eine große Oxidationsbeständigkeit und eine sehr gute Festigkeit bei hohen Temperaturen. Bei 700°C erreicht die Zugfestigkeit noch Werte von etwa 500 MPa. Darüber hinaus ermöglicht ihr geringes spezifisches Gewicht von etwa 4 g/cm³ die Herstellung relativ leichter Bauteile. Gegenüber herkömmlichen Hochtemperaturwerkstoffen zeichnet sich daher eine deutliche Überlegenheit ab. Dies betrifft insbesondere den Motoren- und Turbinenbau, die Luft- und Raumfahrt sowie die Herstellung von Bauteilen für die Energiegewinnung.

Weil Titanaluminide nur eine geringe Raumtemperaturduktilität aufweisen, sind Fügevorgänge mit den herkömmlichen Schmelzschweißverfahren jedoch schwierig. Schweißverbindungen von guter Qualität sind nur unter bestimmten Bedingungen, das heißt durch Vorwärmung, auf eine Temperatur von 750 bis 800°C erzielbar [1]. Werden Werkstoffe auf der Basis intermetallischer Phasen vor dem Schweißprozeß nicht vorgewärmt, können Heißrisse aufgrund ihrer Sprödigkeit entstehen, die bei niedrigen Temperaturen während der Abkühlphase auftreten. Aus diesem Grund bietet sich das Festkörperschweißen, insbesondere

das Diffusionsschweißen, an. Eine aktuelle Zusammenfassung über die Fügetechnologie dieses Werkstoffs ist in [2] zu finden.

Durch Diffusionsschweißen konnten Werkstoffe auf der Basis der intermetallischen Verbindung Titan–Aluminium bereits erfolgreich artgleich gefügt werden [3...10]. Im folgenden wird gezeigt, wie weitere diffusionsgeschweißte Verbindungen mit unterschiedlichen Schweißparametern (Druck, Temperatur und Zeit) hergestellt werden können. Eine Untersuchung der Schweißnahtqualität und der Festigkeit der Verbindung erfolgte durch Gefügeuntersuchungen und Ermittlung der Scherfestigkeit. Darüber hinaus wurde ein Teil der Schweißverbindungen bei 1430°C für die Dauer von 30 min wärmebehandelt, um eventuelle Unterschiede im Hinblick auf die Schweißnahtqualität und die Scherfestigkeit festzustellen.

2 Versuchsdurchführung

Für die Untersuchungen stand eine feingegossene und heißisostatisch geprägte Legierung mit Teilchenzahlanteilen von 49% Titan, 47% Aluminium und insgesamt 4% der Legierungselemente Chrom, Mangan, Niob, Silicium und Bor in Blockform zur Verfügung. Diese Legierung besitzt ein geordnetes, kubisch flächenzentriertes Gitter mit L1₀-Struktur, im folgenden auch γ -Phase genannt.

Von den gegossenen Blöcken (100 mm × 100 mm × 40 mm) wurden funkenerosiv Scheiben mit einer Dicke von 2 mm abgetrennt. Anschließend erfolgte eine Homogenisierung des Gefüges

durch eine Wärmebehandlung, um die Streuung der mechanischen Eigenschaften des Grundwerkstoffs zu verringern [9]. Dabei wurden zunächst die Bleche auf 1300°C aufgeheizt. Die Haltezeit betrug zehn Stunden. Anschließend erfolgte eine langsame Abkühlung auf 1000°C mit einer Haltezeit von ebenfalls zehn Stunden. Schließlich wurde die Temperatur durch selbsttätige Ofenabkühlung auf

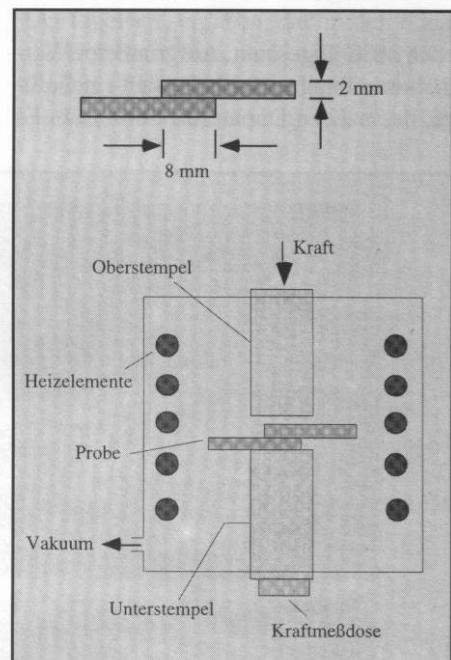


Bild 1. Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zum Diffusionsschweißen.

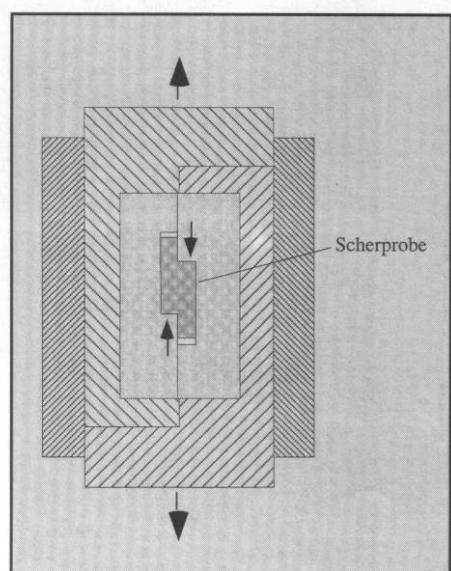


Bild 2. Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für die Abscherversuche.

¹⁾ Mitteilung aus dem Institut für Werkstoffforschung der GKSS Forschungszentrum GmbH, Geesthacht.

Tabelle 1.
Schweißparameter der Diffusionsschweißungen und Ergebnisse aus dem Abscherversuch.

Versuch Nummer	Schweiß- temperatur °C	Anpreß- druck MPa	Schweiß- dauer h	Wärmebe- handlung ¹⁾	Scher- festigkeit MPa	Ort der Bruchstelle
1A	950	30	3	nein	164...269	zur Hälfte in der Fügezone im Grundwerkstoff
1B	950	30	3	ja	373...396	überwiegend in der Fügezone im Grundwerkstoff
2A	1000	30	1	nein	48...351	zur Hälfte in der Fügezone im Grundwerkstoff
2B	1000	30	1	ja	371...441	zur Hälfte in der Fügezone im Grundwerkstoff
3A	1000	30	3	nein	165...352	zur Hälfte in der Fügezone im Grundwerkstoff
3B	1000	30	3	ja	417...453	zur Hälfte in der Fügezone im Grundwerkstoff
4A	1000	40	3	nein	308...343	im Grundwerkstoff
4B	1000	40	3	ja	397...466	im Grundwerkstoff
5A	1100	20	3	nein	262...373	im Grundwerkstoff
5B	1100	20	3	ja	439...459	im Grundwerkstoff

¹⁾ Wärmebehandlung 30 min bei 1430°C.

etwa 20°C abgesenkt. Aufgrund der Wärmebehandlung entwickelte sich ein Gefüge, das nahezu Duplexstruktur besaß. Es

bestand aus einem lamellaren Gefüge mit γ - und α_2 -Phase sowie einem sehr geringen Anteil an globularem Gefüge mit γ -

Phase. Die α_2 -Phase besteht aus der intermetallischen Phase Ti_3Al mit geordnetem hexagonalen Gitter der DO_{19} -Struktur.

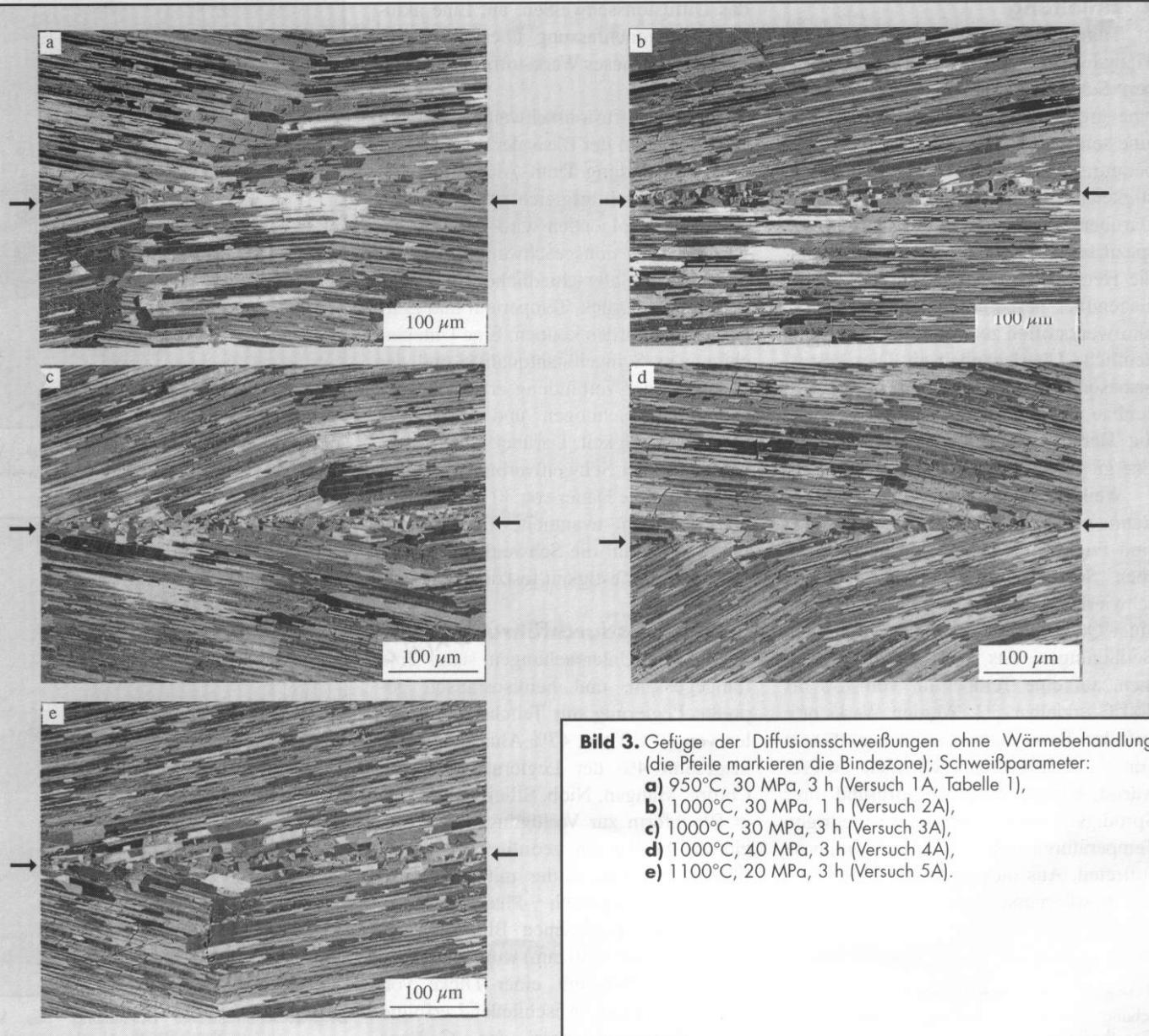


Bild 3. Gefüge der Diffusionsschweißungen ohne Wärmebehandlung (die Pfeile markieren die Bindezone); Schweißparameter:
a) 950°C, 30 MPa, 3 h (Versuch 1A, Tabelle 1),
b) 1000°C, 30 MPa, 1 h (Versuch 2A),
c) 1000°C, 30 MPa, 3 h (Versuch 3A),
d) 1000°C, 40 MPa, 3 h (Versuch 4A),
e) 1100°C, 20 MPa, 3 h (Versuch 5A).

Um Probenwerkstoff zu sparen, erfolgte das funkenerosive Heraustrennen von Schweißproben mit Abmessungen von $30\text{ mm} \times 15\text{ mm} \times 2\text{ mm}$. Die Oberflächen der Bleche wurden zunächst maschinell vor- und anschließend manuell mit Siliciumcarbidpapier fertiggeschliffen. Dabei war die Planparallelität der Bindeflächen von erheblicher Wichtigkeit. Anschließend fand die Reinigung der Bindeflächen mit Aceton in einem Ultraschallbad statt.

In einer Diffusionsschweißanlage, Bild 1, wurden je zwei Bleche 8 mm überlappend geschweißt. Zur Optimierung der Schweißnahtqualität ließen sich die Schweißparameter (Temperatur,

Druck und Schweißdauer) systematisch variieren. Die verschiedenen gewählten Schweißparameterkombinationen sind in Tabelle 1 aufgeführt. Jeweils die Hälfte der Proben erfuhr eine Wärmenachbehandlung bei 1430°C für die Dauer von 30 Minuten. Anschließend erfolgten Abscherversuche, um den Einfluß der Schweißparameter sowie der Wärmebehandlung auf die Bindef- und Schweißnahtqualität zu ermitteln.

Die Mikrostruktur und die Qualität der Schweißverbindungen wurden lichtmikroskopisch unter polarisiertem Licht untersucht. Zur Ermittlung der Scherfestigkeit der Schweißnähte dienten Abscherversuche bei Raumtemperatur mit

einer eigens dafür entwickelten Prüfvorrichtung. Die Vorschubgeschwindigkeit betrug $0,25\text{ mm/min}$. Da eine Scherbeanspruchung aufgrund zweier gleich großer, wenig gegeneinander versetzter Kräfte häufig in Schweißnähten auftritt, wurde der Versuchsaufbau dementsprechend konzipiert, Bild 2.

3 Ergebnisse und Diskussion

3.1 Mikrostruktur

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen an den Schweißungen 1A und 2A, Tabelle 1, ergaben, daß in den Fügezonen recht kleine, rekristallisierte Körner der γ -Phase aufraten, Bild 3a und 3b. Der Grund für die Bildung dieser γ -Kör-

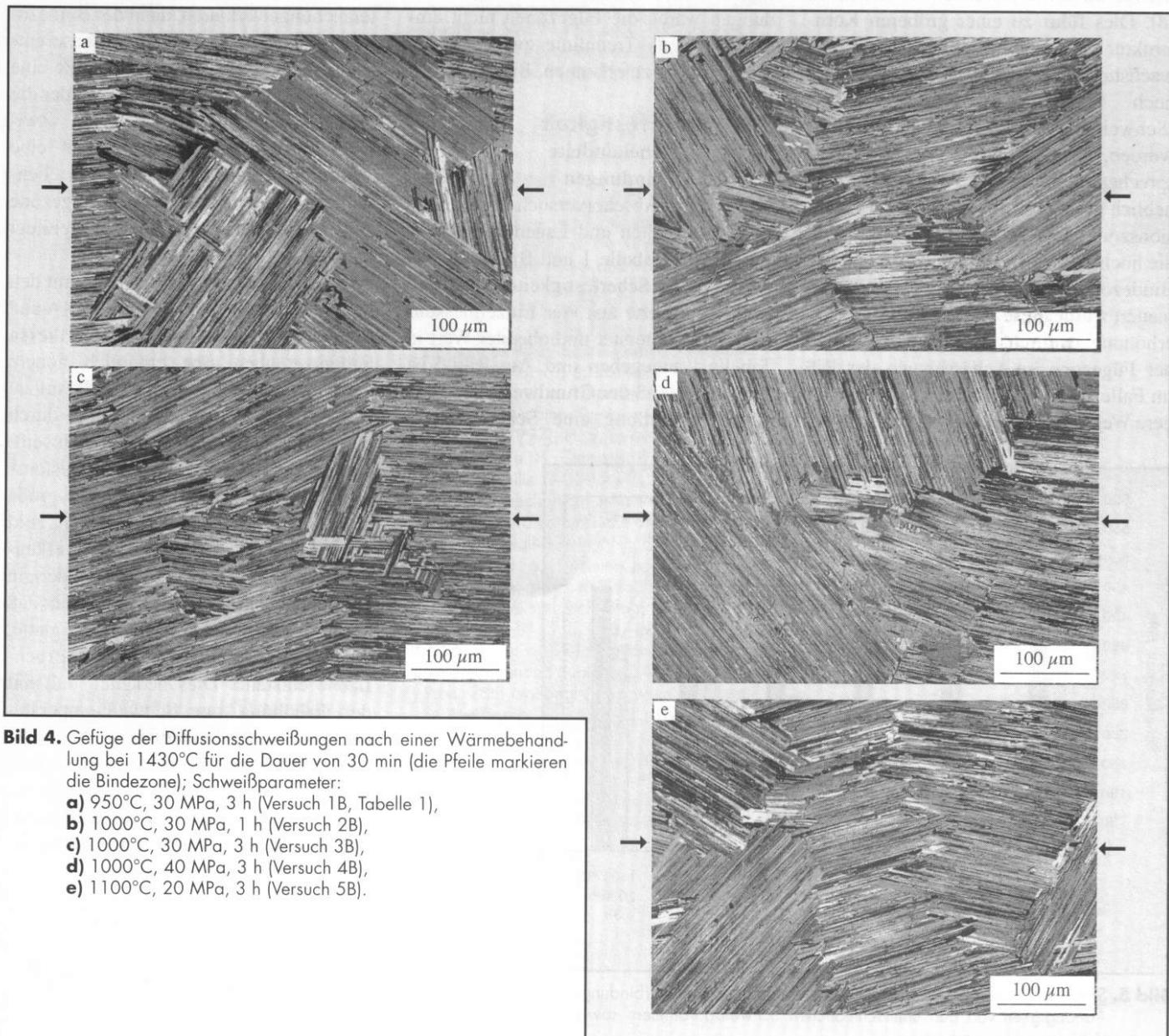


Bild 4. Gefüge der Diffusionsschweißungen nach einer Wärmebehandlung bei 1430°C für die Dauer von 30 min (die Pfeile markieren die Bindefuge); Schweißparameter:
a) 950°C , 30 MPa, 3 h (Versuch 1B, Tabelle 1),
b) 1000°C , 30 MPa, 1 h (Versuch 2B),
c) 1000°C , 30 MPa, 3 h (Versuch 3B),
d) 1000°C , 40 MPa, 3 h (Versuch 4B),
e) 1100°C , 20 MPa, 3 h (Versuch 5B).

ner ist die dynamische Rekristallisation. Diese entsteht durch die Verformung der Rauhigkeitsspitzen während des Schweißprozesses, wie bereits in [10...12] festgestellt und interpretiert wurde. Darüber hinaus zeigte sich, daß in den Bindezonen keine Defekte wie Poren und Bindefehler vorhanden waren. In den Fügezonen der Schweißungen 3A und 4A, Tabelle 1, ließen sich ebenfalls rekristallisierte Körner der γ -Phase beobachten. Sie waren jedoch etwas größer als bei den Schweißungen 1A und 2A, Bild 3c und 3d.

Mit steigender Schweißtemperatur nehmen der Diffusionskoeffizient und damit auch die Stromdichte, das ist die Menge an diffundierenden Teilchen, zu [8]. Dies führt zu einer größeren Kornstruktur infolge Keimbildung und Kornwachstum. Schweißversuche, die bei noch höheren Schweißtemperaturen (Schweißung 5A, Tabelle 1) durchgeführt wurden, bestätigten diese These. Dementsprechend sieht man in Bild 3e eine erheblich gröberkörnige Struktur der Diffusionszone. Infolgedessen war dort auch die höchste Scherfestigkeit bzw. die beste Bindezonenqualität zu erwarten. Untermauert wurde diese These der Festigkeiterhöhung dadurch, daß beim Aufreißen der Fügezone im Scherversuch der Riß im Falle einer grobkörnigen Struktur längere Wege (in Form von Zickzackkurven)

zurücklegen muß, während ein Rißwachstum im feinkörnigen Bereich an den Korngrenzen fast geradlinig verläuft.

Um die Bindezonenqualität zu verbessern, erfolgte eine Wärmenachbehandlung der Schweißproben (Versuche 1B bis 5B, Tabelle 1). Dadurch fand eine Gefügeumwandlung statt. Sowohl die Duplexstruktur (lamellare Struktur mit geringem Anteil globularer γ -Phase) des Grundwerkstoffs als auch die rekristallisierte γ -Phase in der Fügezone wurden durch die Wärmebehandlung in eine vollständig lamellare Struktur umgewandelt. Es entstanden neue Körner, so daß die Bindezzone auch mit Hilfe der Lichtmikroskopie nicht mehr sichtbar war. Bei allen wärmebehandelten Schweißverbindungen waren die Fügezonen nicht einmal mehr als Trennlinie zwischen den Fügepartnern zu erkennen, Bild 4.

3.2 Scherfestigkeit

Nicht wärmebehandelte Schweißverbindungen

Die im Abscherversuch ermittelten Scherfestigkeiten und Lagen der Bruchstellen sind Tabelle 1 und Bild 5 zu entnehmen. Die Scherfestigkeiten in Bild 5 sind Mittelwerte aus vier Einzelmessungen, deren unterster und oberster Wert in Tabelle 1 angegeben sind. Aus Bild 5 ist zu erkennen, daß der Grundwerkstoff ohne Wärmebehandlung eine Scherfestigkeit

von 430 MPa aufweist. Schweißverbindungen, die mit den Parameterkombinationen 1A, 2A und 3A gemäß Tabelle 1 gefügt wurden, besitzen aufgrund der feinen Kornstruktur in der Fügezone geringere Scherfestigkeiten, Bild 3a bis 3c.

Die mit einer Temperatur von 1000°C, einem Druck von 30 MPa und einer Schweißdauer von 1 h geschweißte Verbindung (Parameterkombination 2A, Tabelle 1) weist die geringste Scherfestigkeit auf, Bild 5. Ursache ist die zu kurze Schweißdauer, bei der kein ausreichender Diffusionsprozeß stattfinden konnte. Daher ergibt sich eine große Streuung der Scherfestigkeitswerte. Die äußerst geringe Scherfestigkeit läßt sich auch aus den lichtmikroskopischen Untersuchungen erklären, da in der Bindezzone recht kleine Körner der γ -Phase entstanden sind. Darüber hinaus wurde eine glatte Bruchfläche beobachtet, bei der die Rißausbreitung geradlinig verlief. Zwischen beiden Fügepartnern war eine Trennlinie erkennbar. Dies deutet ebenfalls darauf hin, daß sich in der Fügezone keine neuen, größeren Körner gebildet haben.

Sehr gute Ergebnisse konnten mit den Schweißparameterkombinationen 4A und 5A, Tabelle 1, erzielt werden. In diesen Fällen ergaben sich erheblich höhere Scherfestigkeiten, Bild 5. Die Resultate waren erwartungsgemäß, da sich durch die Kombination von höherer Schweißtemperatur und hinreichender Diffusions-schweißdauer in den Fügezonen große Körner der γ -Phase gebildet hatten, Bild 3d und 3e. Mikroskopisch war zu erkennen, daß Risse nicht geradlinig sondern in Kurvenform verliefen. Es zeigte sich, daß bei kleineren Körnern eine relativ glatte, bei größeren Körnern eine rauhere Bruchfläche entstand. Dies bedeutet, daß mit der Erhöhung der Schweißtemperatur und/oder der Verlängerung der Schweißdauer eine Zunahme der Scherfestigkeit zu verzeichnen ist, Bild 5. Dennoch liegen die Scherfestigkeiten der geschweißten Verbindungen noch erheblich unter denen des Grundwerkstoffs.

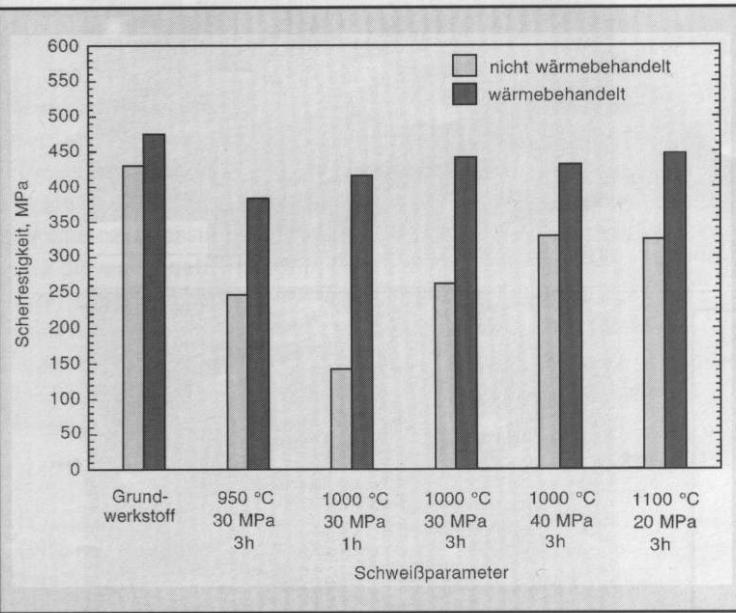


Bild 5. Scherfestigkeiten des Grundwerkstoffs und der Schweißverbindungen in Abhängigkeit von den unterschiedlichen Schweißparametern sowie der Wärmenachbehandlung.

Wärmebehandelte Schweißverbindungen

Zur Verbesserung der Bindezonenqualität wurde ein Teil der Schweißproben bei 1430°C für die Dauer von 30 min wärmebehandelt. Dadurch ließ sich die Scherfestigkeit des Grundwerkstoffs von 430 auf 475 MPa erhöhen, Bild 5. Grund dafür war die Gefügeumwandlung von einer Duplex- in eine lamellare Struktur, Bild 4. Darüber hinaus war es möglich, die Scherfestigkeit aller Schweißverbindungen in der Diffusionszone erheblich zu verbessern. Selbst die schlechteste Bindezonenqualität, die mit der Schweißparameterkombination 2A erzielt worden war, konnte durch die Wärmebehandlung erheblich gesteigert werden (Versuch 2B). Nach der Wärmebehandlung war auch bei dieser Verbindung keine Trennlinie zwischen den beiden Fügepartnern mehr zu erkennen, Bild 4b. Mit Ausnahme der wärmebehandelten Schweißverbindungen der Versuchsnummern 1B und 2B erreichten alle anderen wärmebehandelten Schweißverbindungen nahezu die Festigkeit des Grundwerkstoffs im wärmebehandelten Zustand.

4 Schlußbemerkungen

Die Schweißversuche haben gezeigt, daß auch Werkstoffe auf der Basis intermetallischer Phasen durch Diffusionsschweißen fügbar sind. Dabei entstanden neue, rekristallisierte Körner der γ -Phasen in den Fügezonen.

Bei Schweißparametern mit niedriger Temperatur, geringem Druck und kurzer Schweißdauer ergaben sich in der Diffusionszone recht kleine, rekristallisierte Körner der γ -Phase. Mit Hilfe der Lichtmikroskopie war die Bindezonen als Trennlinie zwischen den Fügepartnern zu erkennen. Bei Erhöhung von Temperatur, Druck und Schweißdauer bildeten sich in der Diffusionszone neue, größere Körner. Die Fügezone war als Trennlinie nur noch schwer erkennbar, und es ließen sich verbesserte Scherfestigkeiten feststellen.

Eine Wärmebehandlung der Schweiß-

proben nach dem Diffusionsschweißen führte zur Gefügeumwandlung von einer Duplex- in eine Lamellarstruktur. Aufgrund dieser Maßnahme war die oben genannte Trennlinie überhaupt nicht mehr sichtbar. Die Scherfestigkeiten der Schweißverbindungen konnten dadurch noch weiter verbessert und dem Niveau des Grundwerkstoffs angeglichen werden.

Schrifttum

- [1] Patterson, R. A., u. a.: Titanium aluminide: electron beam weldability. *Wdg. J.* 69 (1990), H. 1, S. 39-s/44-s.
- [2] Cam, G., u. M. Kocak: Progress in joining of advanced materials. *Int. Mat. Reviews* 43 (1998), H. 1, S. 1/44.
- [3] Nakao, Y., u. a.: Diffusion bonding of intermetallic compound TiAl. In „International Trends in Welding Science and Technology“, S. 1057/61, Hrsg. S. A. David and J. M. Vitek. ASM, Materials Park, Ohio/USA 1992.
- [4] Yan, P., u. R. E. Wallach: Diffusion-bonding of TiAl. *Intermetallics* 1 (1993), S. 83/97.
- [5] Threadgill, P. L.: The prospects for joining titanium aluminides. *Mat. Science and Eng.* A192/193 (1995), S. 640/46.
- [6] Lutfullin, R. Y., u. a.: Superplasticity and solid state bonding of the TiAl intermetallic compound with micro- and submicrocristalline structure. *Scripta Metallurgica et Materialia* 33 (1995), H. 9, S. 1445/49.
- [7] Cam, G., u. a.: The fracture behaviour of diffusion-bonded duplex gamma TiAl. *JOM* 48 (1996), H. 11, S. 66/68.
- [8] Bohm, K.-H., u. a.: Charakterisierung diffusionsgeschweißter Titanaluminide. *Schw. Schn.* 49 (1997), H. 9, S. 660/71.
- [9] Glatz, W., u. H. Clemens: Diffusion bonding of metallic Ti-47Al-2Cr-0.2Si sheet material and mechanical properties of joints at room temperature and elevated temperatures. *Intermetallics* 5 (1997), S. 415/23.
- [10] Cam, G., u. a.: Diffusion bonding of two phase γ -TiAl alloys with duplex microstructure. *Science and Technology of Wdg. and J.* 2 (1997), H. 5, S. 213/19.
- [11] Cam, G., u. a.: Deformation behaviour of diffusion bonded duplex γ -TiAl alloys. Proc. Proc. 28th National Symposium on Fracture Mechanics, S. 425/32. DVM, Berlin 1996.
- [12] Cam, G., u. a.: Microstructural development during diffusion bonding of γ -TiAl. Proc. Symp. Welding Technology'96, Istanbul 1996, S. 25/35. Gedik Education Foundation, Istanbul/Türkei.

Diffusion welding of precision-cast titanium aluminides¹⁾²⁾

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

It is shown that solid-state and diffusion welding can also be used in order to join materials on the basis of intermetallic phases. For this purpose, welding tests were performed on a titanium/aluminium alloy with different welding parameters. The microstructure was then investigated and the shear strength of the joints was determined. The result was that the shear strength increases along with the welding temperature, the pressure and the welding duration. Furthermore, heat treatment after the welding process led to a substantial improvement in the shear strength.

1 Introduction

Titanium alloys on the basis of titanium aluminides have not only a high melting temperature (approximately 1460°C) but also high oxidation resistance and very good strength at high temperatures. At 700°C, the tensile strength still achieves values of about 500 MPa. Moreover, their low volume weight of around 4 g/cm³ permits the manufacture of relatively light components. It is therefore becoming clear that they are far superior to conventional high-temperature materials. This relates, in particular, to motor and turbine construction, to aviation and space travel as well as to the manufacture of components for energy extraction.

However, joining procedures using the conventional fusion-welding processes are difficult because titanium aluminides exhibit only low ductility at room temperature. Good-quality welded joints can only be achieved in certain conditions, i.e. by means of preheating to a temperature of 750 to 800°C [1]. If materials on the basis of intermetallic phases are not preheated prior to the welding process, hot cracks may, as a result of their brittleness, occur at low temperatures during the cooling phase. For this reason, solid-state welding (especially diffusion welding) is an appropriate process. An up-to-date summary of the joining technology for this material can be found in [2].

By means of diffusion welding, it has already been possible to successfully join together materials of the same composition on the basis of the intermetallic joint titanium-aluminium [3...10]. It is shown below how other diffusion-welded joints can be manufactured with different welding parameters (pressure, temperature and time). An investigation into the weld quality and into the strength of the joint was conducted by examining the structure and determining the shear strength. Furthermore, some of the welded joints were heat-treated at 1430°C for a duration of 30 min in order to establish any differences which may have existed with regard to the weld quality and shear strength.

¹⁾ Communication from the "Institut für Werkstoffforschung" of the "GKSS Forschungszentrum GmbH", Geesthacht. ²⁾ For figures and references see German text section (pp. 470/75).

2 Testing method

A precision-cast alloy which was manufactured by means of high-temperature isostatic pressing and consisted of particle-number proportions of 49% titanium, 47% aluminium and a total of 4% of the alloying elements chromium, manganese, niobium, silicon and boron in an ingot mould was available for the investigations. This alloy has an ordered, cubically face-centred lattice with an L1₀ structure, hereinafter also called γ phase.

Discs with a thickness of 2 mm were cut off the cast ingots (100 mm × 100 mm × 40 mm) by means of electrical discharge machining. The structure was then homogenised by means of heat treatment in order to reduce the variation in the mechanical properties of the parent metal [9]. In this case, the sheets were heated up to 1300°C first of all. The dwell time was ten hours. A slow cooling process to 1000°C then took place with a dwell time of ten hours as well. Finally, the temperature was decreased to approximately 20°C by means of automatic furnace cooling. The heat treatment gave rise to a structure with an almost duplex composition. It consisted of a lamellar structure with γ and α₂ phases as well as a very low proportion of a globular structure with a γ phase. The α₂ phase consists of the intermetallic phase Ti₃Al with an ordered hexagonal lattice of the DO₁₉ structure.

In order to save specimen material, welding specimens with dimensions of 30 mm × 15 mm × 2 mm were cut out by means of electrical discharge machining. The surfaces of the sheets were firstly rough-ground mechanically and were then finish-ground manually using silicon-carbide paper. The plane parallelism of the bond surfaces was eminently important in this respect. The bond surfaces were then cleaned in an ultrasonic bath using acetone.

Two 8 mm thick sheets were welded together as a lap joint in a diffusion welding installation, Fig. 1. In order to optimise the weld quality, it was possible to systematically vary the welding parameters (temperature, pressure and welding duration). The various combinations of welding parameters chosen are listed in Table 1. In each case, half of the specimens were subjected to postweld heat treatment at 1430°C for a duration of 30 minutes. Shear tests were then conducted in order to establish the influence of the welding parameters and postweld heat treatment on the welding quality.

The microstructure and the quality of the welded joints were investigated under polarised light using an optical microscope. Shear tests at room temperature served to determine the shear strength of the welds using a testing device developed specifically for this purpose. The feed speed was 0.25 mm/min. Since a shear stress due to two equally high forces offset only a little against each other often occurs in welds, the test set-up was designed accordingly, Fig. 2.

Table 1. Welding parameters of the diffusion welds and results from the shear test.

test number	welding temperature °C	pressing-on pressure MPa	welding duration h	heat treatment ¹⁾	shear strength MPa	location of the fracture point
1A	950	30	3	no	164...269	half in the joining zone
1B	950	30	3	yes	373...396	in the parent metal
2A	1000	30	1	no	48...351	predominantly in the joining zone
2B	1000	30	1	yes	371...441	in the parent metal
3A	1000	30	3	no	165...352	half in the joining zone
3B	1000	30	3	yes	417...453	in the parent metal
4A	1000	40	3	no	308...343	in the parent metal
4B	1000	40	3	yes	397...466	in the parent metal
5A	1100	20	3	no	262...373	in the parent metal
5B	1100	20	3	yes	439...459	in the parent metal

¹⁾ Heat treatment for 30 min at 1430°C.

3 Results and discussion

3.1 Microstructure

The investigations conducted on Welds 1A and 2A, Table 1, using an optical microscope indicated that extremely small, recrystallised grains in the γ phase occurred in the joining zones, Figs. 3a and 3b. The formation of these γ grains is caused by the dynamic recrystallisation which results from the deformation of the roughness peaks during the welding process, as already established and interpreted in [10...12]. Moreover, it was shown that there were no defects such as pores or lack of fusion in the bonding zones. In the joining zones of Welds 3A and 4A, Table 1, it was also possible to observe recrystallised grains in the γ phase. However, they were somewhat larger than in the case of Welds 1A and 2A, Figs. 3c and 3d.

The diffusion coefficient and thus also the flow density (i.e. the quantity of diffusing particles) increase along with the welding temperature [8]. This leads to a coarser granular structure as a result of nucleation and grain growth. This thesis was confirmed by welding tests performed at even higher welding temperatures (Weld 5A, Table 1). Accordingly, a considerably more coarse-grained structure in the diffusion zone can be seen on Fig. 3e. Consequently, the highest shear strength and the best bonding-zone quality were also to be expected there. This thesis about the increase in strength was supported by the fact that, when the joining zone cracks open in the shear test, the crack has to cover longer paths (in the form of zig-zag curves) in the case of a coarse-grained structure while crack growth in the fine-grained area at the grain boundaries proceeds in an almost straight line.

In order to improve the quality of the bonding zone, the welding specimens (Tests 1B to 5B, Table 1) were subjected to postweld heat treatment. This led to a structural transformation. The heat treatment transformed not only the duplex structure (lamellar structure with a low proportion of globular γ phase) of the parent metal but also the recrystallised γ phase in the joining zone into a totally lamellar structure. New grains formed so that the bonding zone was no longer visible even with the aid of optical microscopy. In the case of all the heat-treated welded joints, it was no longer possible to recognise the joining zones as the separating line between the joining members, Fig. 4.

3.2 Shear strength

Non-heat-treated welded joints

The shear strengths and positions of the fracture points determined in the shear test are shown in Table 1 and on Fig. 5. The shear strengths on Fig. 5 are averages from four individual measurements whose minimum and maximum values are indicated in Table 1. It is evident from Fig. 5 that the parent metal without any heat treatment exhibits a shear strength of 430 MPa. Due to the fine granular structure in the joining zone, welded joints manufactured with Parameter Combinations 1A, 2A and 3A according to Table 1 have lower shear strengths, Figs. 3a to 3c.

The joint welded at a temperature of 1000°C, at a pressure of 30 MPa and with a welding duration of 1 h (Parameter Combination 2A, Table 1) exhibits the lowest shear strength, Fig. 5. This is caused by the welding duration which was too short and did not allow any sufficient diffusion process. This therefore results in a great variation in the values for the shear strength. The extremely low shear strength can also be explained on the basis of the investigations using an optical microscope since very small grains in the γ phase have formed in the bonding zone. A smooth fracture surface on which the crack propagation proceeded in a straight line was also observed. It was possible to recognise a separating line between the two joining members. This also suggests that no new, coarser grains have formed in the joining zone.

It was possible to achieve very good results with Welding-Parameter Combinations 4A and 5A, Table 1. Considerably higher shear strengths occurred in these cases, Fig. 5. The results were in line with expectations since the combination of a higher welding temperature and a sufficient diffusion-welding duration in the joining zones leads to the formation of large grains in the γ phase, Figs. 3d and 3e. Under the microscope, it was possible to recognise that cracks did not proceed in a straight line but instead in a curved shape. It was shown that a relatively smooth fracture surface occurred with smaller grains and a rougher fracture surface in the case of coarser grains. This means that higher shear strengths can be registered as the welding temperature and/or the welding duration increase, Fig. 5. Nevertheless, the shear strengths of the welded joints are still considerably lower than those of the parent metal.

Heat-treated welded joints

In order to improve the quality of the bonding zone, some of the welding specimens were heat-treated at 1430°C for a duration of 30 min. In this way, the shear strength of the parent metal could be increased from 430 MPa to 475 MPa, Fig. 5. The reason for this was the structural transformation from a duplex to a lamellar structure. As a result of this measure, the above separating line was no longer visible at all. This allowed the shear strengths of the welded joints to be improved even further and to be brought into line with the level of the parent metal.

4 Concluding remarks

The welding tests have shown that materials on the basis of intermetallic phases can also be joined by means of diffusion welding. In this respect, new, recrystallised grains in the γ phases formed in the joining zones.

Welding parameters consisting of a low temperature, a low pressure and a short welding duration resulted in extremely small, recrystallised grains in the γ phase in the diffusion zone. With the aid of optical microscopy, it was possible to recognise the joining zone as a separating line between the joining members. When the temperature, pressure and welding duration were increased, new, larger grains formed in the diffusion zone. It was then very difficult to recognise the joining zone as a separating line and improved shear strengths could be determined.

Heat treatment of the welding specimens after the diffusion welding process led to the structural transformation from a duplex to a lamellar structure. As a result of this measure, the above separating line was no longer visible at all. This allowed the shear strengths of the welded joints to be improved even further and to be brought into line with the level of the parent metal.

Fig. 1. Diagrammatic representation of the test set-up for diffusion welding.

Kraft	force
Oberstempel	top die
Heizelemente	heated tools
Probe	specimen
Vakuum	vacuum
Unterstempel	bottom die
Kraftmeßdose	load cell

Fig. 2. Diagrammatic representation of the test set-up for the shear tests.

Scherprobe	shear specimen
------------	----------------

Fig. 3. Structure of the diffusion welds without any heat treatment (the arrows mark the bonding zone); welding parameters: **a)** 950°C, 30 MPa, 3 h (Test 1A, Table 1), **b)** 1000°C, 30 MPa, 1 h (Test 2A), **c)** 1000°C, 30 MPa, 3 h (Test 3A), **d)** 1000°C, 40 MPa, 3 h (Test 4A), **e)** 1100°C, 20 MPa, 3 h (Test 5A).

Fig. 4. Structure of the diffusion welds after heat treatment at 1430°C for a duration of 30 min (the arrows mark the bonding zone); welding parameters: **a)** 950°C, 30 MPa, 3 h (Test 1B, Table 1), **b)** 1000°C, 30 MPa, 1 h (Test 2B), **c)** 1000°C, 30 MPa, 3 h (Test 3B), **d)** 1000°C, 40 MPa, 3 h (Test 4B), **e)** 1100°C, 20 MPa, 3 h (Test 5B).

Fig. 5. Shear strengths of the parent metal and of the welded joints depending on the different welding parameters and the postweld heat treatment.

Scherfestigkeit	shear strength
Grundwerkstoff	parent metal
Schweißparameter	welding parameters
nicht wärmebehandelt	non-heat-treated
wärmebehandelt	heat-treated