TiAl 金属間化合物と Ti-6Al-4V 合金および純チタンの拡散接合*

金井 寛**, 瀬戸佐智生***, 和田 知子****

Diffusion Bonding of TiAl Intermetallic Compound to Ti-6Al-4V Alloy and Pure Titanium.

by KANAI Satoru**, SETO Sachio*** and WADA Tomoko****

Experiment was accomplished on the diffusion bonding of TiAl intermetallic compound to Ti-6Al-4V alloy and pure titanium and comparison was made on the tensile strength and the microstructure of the joints.

The common aspects between these two types of bonding are as follows: (1) The reaction layer of Ti_3Al was formed at the bonding interface. (2) The tensile strength of the joint decreased with increasing the width of the reaction layer. (3) The scatter in the tensile strength was substantially large, which is mainly due to the properties and the shapes of the reaction layer of Ti_3Al .

The points of difference between two bondings are as follows: (1) The optimal bonding temperature for the TiAl/Ti-6Al-4V was lower than that of the TiAl/Ti joint when the other conditions were kept identical. It is explained by the diffusion speed of Al atom to Ti alloy or pure Ti, which depends on the crystal system of Ti() and Ti-6Al-4V(+). (2) Kirkendall voids were observed at the bonding interface of the TiAl side on TiAl/Ti joints at 1223K, whereas no such voids were observed on TiAl/Ti-6Al-4V joints.

Key Words: Diffusion bonding, TiAl, Intermetallic compound, Ti-6Al-4V, Ti, Tensile strength, Reaction layer, Kirkendall void

1. 緒 言

TiAl 金属間化合物は比重が約 3.8 と小さく、高温における高い引張強度ならびにクリープ強度特性を有することから軽量・耐熱性高比強度材料として、自動車用ターボチャージャーロータやバルブ、ガスタービンなど幅広い応用¹⁻⁶⁾がなされつつある。

それと同時に、TiAl 金属間化合物は、異種材料との接合が可能であれば、設計の自由度が大きくなるため、拡散接合、摩擦圧接、レーザ溶接、ろう付けなど様々な異種材料との接合技術についての研究・開発が進められている⁷⁻¹⁰⁾。

一方、最も一般的に使用されているチタン材料は純チタン(以下 Ti と略す)である。さらに、航空宇宙業界において構造用材料として最も広く使われている Ti 合金は結晶構造が + 型の Ti-6Al-4V 合金(以下 Ti-6Al-4V と略す)である。したがって、TiAl 金属間化合物と Ti または Ti-6Al-4V の接合技術の確立は TiAl の用途拡大の点からも特に重要と考えられる。

そこで、本研究では TiAl/Ti ならびに TiAl/Ti-6Al-4V の接合技術として形状的な制約が比較的少なく、低融点のろう層を残さず、また比較的継手強度も高いと考えられる拡散

接合をとり上げ、接合因子と接合強度特性ならびにミクロ組織との関連性、およびそれらにおよぼす Ti 合金の種類もしくは結晶構造の影響を明らかにすることを目的として実験・検討を行った。

2. 実 験 方 法

本研究で用いた材料は精密鑄造性に優れる Fe, V, B 添加 TiAl 金属間化合物(以下 TiAl)、Ti-6Al-4V および純 Ti である。接合用試験片形状はすべて 10mm(t) × 20mm(w) × 20mm(h)である。供試材の化学組成は TiAl を Table 1、Ti-6Al-4V を Table 2、純 Ti を Table 3 に示す。なお、TiAl は精密鑄造後、1447K、160MPa、18ks にて HIP 処理を施したものであり、金属組織はほぼフルメラ組織に近い。接合面はそれぞれエメリー紙(〜#2000)による湿式研磨を行った後、パフ研磨を施し、平滑な鏡面にした後、接合面の脱脂を行うため、アセトン中にて超音波洗浄を行った。また、拡散接合は真空拡散接合装置を用いて実施した。主な拡散接合条件を Table 4 に示す。なお、拡散接合条件にて接合圧力および接合時間は接合強度と拡散に伴う変形量などに対する予備実験の結果から選定した。

Table 1 Chemical composition of TiAl used.

	Al	Fe	V	B	O	N	Ti
mass%	32.5	1.85	1.65	0.057	0.045	0.0113	Bal.
at%	46.0	1.245	1.24	0.31	0.117	0.031	Bal.

Table 2 Chemical composition of Ti-6Al-4V used (mass%).

	Al	V	Fe	O	C	H	N	Si	Mo	Ti
Ti-6Al-4V	6.40	4.00	0.30	0.20	0.30	0.02	0.0125	0.002	0.40	Bal.

*原稿受付 平成 16 年 5 月 10 日 平成 13 年度および平成 14 年度秋季全国大会にて一部発表
**学 生 員 東海大学大学院 Graduate School, Tokai University
***正 員 東海大学工学部 School of Engineering, Tokai University
****学 生 員 東海大学大学院(現: 明治安田システム・テクノロジー株式会社) Graduate School, Tokai University.
(Present: Meiji Yasuda System Technology Co. Ltd.)

Table 3 Chemical composition of Ti used (mass%).

	Fe	O	C	N	H	Ti
Ti	0.067	0.112	0.003	0.004	0.0011	Bal.

Table 4 Main diffusion bonding conditions.

	Bonding temperature (K)	Bonding time (ks)	Bonding pressure (MPa)	Vacuum atmosphere (Pa)
TiAl/Ti-6Al-4V	973, 1073, 1173, 1273			
TiAl/Ti	1073, 1173, 1273, 1373, 1473, 1573	3.6	4.9	3.3×10^{-5}

Table 5 Etching reagent for Ti alloys (vol.%).

	Hydrofluoric acid	Nitric acid	Distilled water
Kroll acid	2	2	96

Fig. 1 Flow chart of experiment method.

接合完了後, Fig.1 に示すフローチャートに基づき, 中速カッターにて 1.5mm(t) × 7mm(w) × 40mm(h) へ切断し, インストロン試験機を用いて引張試験 (クロスヘッドスピード: 1mm/min) を行った. また, 接合界面近傍の組織観察を行うため, Table 5 に示す混合液にて腐食を行い, 光学顕微鏡にて観察を行った. このほか, 引張試験後の破断面の顕微鏡観察, マイクロピッカース硬さ測定, EPMA 分析および X 線回折 (ターゲット: Cu, フィルター: Ni, 30mA) を行った.

3. 実験結果

まず, TiAl/Ti-6Al-4V において, 接合圧力 (P_B): 4.9MPa, 接合時間 (t_B): 3.6ks 一定として拡散接合を行い, 接合温度 (T_B) と継手の引張強さの関係を調べた. その結果を Fig.2 に示す. 同図より, 引張強さは接合温度の上昇とともに増加し, 接合温度 1073K にて最大となり, そのときの引張強さは TiAl 母材受入材とほぼ同程度となることがわかる. すなわち, この場合の最適接合温度は, 1073K である. また, それ以上の接合温度では引張強さは低下することがわかる. なお, 引張試験における破断位置はいずれも接合部であった.

拡散接合では金属原子の拡散現象を利用した接合方法であるため, 拡散の進行した箇所では母材とは異なる組成となる. たとえば, 接合界面に脆化の原因となる金属間化合

Fig. 2 Relationship between tensile strength and bonding temperature of TiAl/Ti-6Al-4V joints.

(Bonding pressure: 4.9MPa, Bonding time: 3.6ks)

Fig. 3 Microstructures of TiAl/Ti-6Al-4V joints.
(Bonding Pressure: 4.9MPa, Bonding Time: 3.6ks)

物などを形成する場合がある.

そこで, Fig.2 の条件にて接合した継手の界面近傍の光学顕微鏡組織観察結果を Fig.3 に示す (未接合部を图中矢印にて示す). 同図より 1073K までは接合温度の上昇とともに接合界面の未接合部が減少し, 1073K にてほぼ完全に接合されていることがわかる. それ以上の温度においては, 接合界面において白色の反応層が明瞭に現れる. この反応層の厚さは加熱温度上昇とともに増加することがわかる. また, この反応層の厚さは均一でなく, 場所により若干のばらつきが認められる.

Fig.4 に Fig.2 と同条件での接合温度 1073, 1173K における接合界面近傍のマイクロピッカース硬さ測定結果を示す. 同図より, ピッカース硬さは接合温度 1073K では接合界面で若干高くなっているが, 母材部分では低下することなく, ほぼ一定である. しかし, 接合温度 1173K では接合界面および Ti-6Al-4V 側に硬い部分 (約 5 μm 程度の厚さ) が形成されており, これは Fig.3 で示した界面における白色の反応層の位置とほぼ一致している.

次に, 結晶構造による接合性の違いなどの比較を行うため, TiAl/Ti-6Al-4V と同様に TiAl/純 Ti についても接合実験

Fig. 4 Relationship between Vickers hardness and distance from bonding interface of TiAl/Ti-6Al-4V joints. (Bonding pressure: 4.9MPa, Bonding time: 3.6ks)

Fig. 5 Relationship between tensile strength and bonding temperature of TiAl/Ti joints. (Bonding pressure: 4.9MPa, Bonding time: 3.6ks)

を行い、その接合性について評価を行った。

まず、TiAl/Ti-6Al-4V と比較を行いやすくするため、 $P_B=4.9\text{MPa}$ 、 $t_B=3.6\text{ks}$ 一定とした接合条件にて T_B を 973K ~ 1223K において 50K 間隔で拡散接合を行い、継手の引張強さについて評価を行った結果を Fig.5 に示す。同図より、 $T_B=973\text{K}$ では接合不可能であるが、 $T_B=1023\text{K}$ 以上に接合可能となり、 $T_B=1023\text{K} \sim 1173\text{K}$ では接合温度の増加に伴ない、引張強さは増加する。さらに引張強さは $T_B=1173\text{K}$ にて最大となり、それ以上の温度においては低下した。この場合の最適接合温度は、1173K であり、Ti-6Al-4V の場合よりも高い。また、 $T_B=1023\text{K}$ 以上における引張強さはかなり大きなばらつきが認められた。

この TiAl/純 Ti 継手における引張強さのばらつきの原因としては接合界面における金属間化合物の形成などが示唆される。そこで、各継手の接合界面近傍を光学顕微鏡にて組織観察を行った。その結果を Fig.6 に示す。同図より、いずれの接合条件においても接合界面近傍に新たな反応層が見

Fig. 6 Microstructures of TiAl/Ti joints. (Bonding pressure: 4.9MPa, Bonding time: 3.6ks)

Fig. 7 Results of SEM for TiAl/Ti joints. (Bonding pressure: 4.9MPa, Bonding time: 3.6ks)

Fig. 8 Fractured surface of TiAl/Ti joint on TiAl side. (Bonding temperature: 1223K, Bonding pressure: 4.9MPa, Bonding time: 3.6ks)

られ、その厚さは接合温度の上昇に伴ない増加することがわかる。

TiAl/純 Ti においても TiAl/Ti-6Al-4V と同様に、接合界面に形成される層の厚さは継手の引張強さに与える影響が大きいものと考えられる。そこで、微視的に観察を行うため、SEM 観察を行った。接合圧力 4.9MPa、接合時間 3.6ks 一定

における観察結果を Fig.7 に示す。同図より、1223K において多数のポイドが認められた。一方、1123K ではそのポイドが見られず、そのポイドの数および大きさは接合温度増加とともに増加することからこのポイドはカーケンドールポイドである可能性が考えられる。

引張試験後の破断箇所は主に反応層内に発生している。よって、未接合部の減少していく過程 (1023K ~ 1123K) の後、継手の引張強さは未接合部がなくなる (1173K) ことにより最大となり、それ以上では拡散の進行により拡散層の厚さが増加することにより低下したと考えられる。さらに、引張強さの低下は Fig.7 に示したポイド形成による影響も考えられる。そこで、TiAl/純 Ti 継手の破断部の観察を行った。その結果を Fig.8 に示す。同図において、ポイドによると考えられるくぼみ (図中に一部を矢印で示す) が多数観察されることから、継手の破断はポイド部を通して行われていることがわかる。よって、TiAl/純 Ti 継手の引張強さへ影響を与える因子としてはこれらのポイドと、上記の反応層などが考えられる。

4. 考 察

上記の実験の結果、TiAl と Ti または Ti-6Al-4V との拡散接合の特徴を要約すると、以下のとおりとなる。

まず、TiAl/Ti および TiAl/Ti-6Al-4V に共通する点は、

拡散の進行とともに、接合界面に反応層を形成する。

継手の引張強さはこの反応層の厚さが増すと低下する。
継手強度のばらつきが大きい。

次に異なる点としては、

最適接合温度は、他の接合条件 (P_B , t_B) を一定とする場合、TiAl/Ti ($T_B=1173K$) よりも TiAl/Ti-6Al-4V ($T_B=1073K$) の方が低い。

接合温度の比較的高い場合、TiAl/Ti では接合界面近傍にポイドを形成するが、TiAl/Ti-6Al-4V ではポイドを形成しない。

以下に、これらの点を中心に考察する。

4.1 接合界面における反応層と継手強度

上記に示した、拡散接合の進行とともに接合界面に形成される白色層を同定するため、 $T_B=1073K, 1173K$, $P_B=4.9MPa$, $t_B=3.6ks$ の条件にて接合したもの、すなわち、Fig.2 にて最大引張強さを示したものと、それ以上の接合温度にて引張強さが低下したのに関して引張試験後のそれぞれの破断面へ X 線回折を行った。その結果を Fig.9 (TiAl 側破断面) および Fig.10 (Ti-6Al-4V 側破断面) に示す。同図より、それぞれにおいて母材以外に Ti_3Al がより高いピークとして同定された。また、接合温度が高いものほど X 線回折による X 線強度が高く現れており、これも Fig.3 に示している反応層の厚さの増加と一致している。

さらに同条件の試料に対して Ti, Al, V について EPMA

Fig. 9 X-ray diffraction patterns from the fractured surfaces of TiAl/Ti-6Al-4V joints. (TiAl side)
(Bonding pressure:4.9MPa, Bonding time:3.6ks)

Fig. 10 X-ray diffraction patterns from the fractured surfaces of TiAl/Ti-6Al-4V joints. (Ti-6Al-4V side)
(Bonding pressure:4.9MPa, Bonding time:3.6ks)

Fig. 11 Results of EPMA analysis for TiAl/Ti-6Al-4V joints.
(Bonding pressure:4.9MPa, Bonding time:3.6ks)

分析を行った結果を Fig.11 に示す。同図から Ti-6Al-4V 側へ Al が拡散しているのが認められる。以上のことから、本実験範囲内で接合界面に形成された層は Ti_3Al (α 相) である

と考えられる．これは，実験に用いた Fe-V-B 添加 TiAl の母材組織は (TiAl) と β (Ti_3Al) のラメラ組織であり， β 相は光学顕微鏡組織において白色に見えることと矛盾しない．

一方，TiAl/Ti においても同様に X 線回折，EPMA 分析を行い，Fig.6 で見られた接合界面に形成された白色層についても同定を行った．X 線回折，EPMA 分析を行った条件は $T_B=1073\text{K}$ および 1173K ， $P_B=4.9\text{MPa}$ ， $t_B=3.6\text{ks}$ である．この結果からも TiAl/Ti-6Al-4V と同様に Ti_3Al が同定され，EPMA 分析では Ti 側へ Al の拡散が見られたことから Ti_3Al が形成されたものと言える．

次に，上記 に関し，反応層が金属間化合物などの脆い層である場合，その厚さの増加とともに継手の引張強さは低下することはよく知られている⁷⁾．本研究において接合界面の反応層はいずれの場合も Ti_3Al であり，常温延性に乏しい．したがって，この層の厚さの増加とともに硬く，延性のもっとも乏しい Ti_3Al 部にマイクロクラックを生じ，引張時の応力が集中する形となるために，継手の引張強さは低下すると考えられる⁷⁾．

そこで反応層と引張強さの関係について検討を行った．その結果を Fig.12 に示す．同図より TiAl/Ti-6Al-4V および TiAl/Ti において最大引張強さを得るには反応層の厚さを 3 ~ 4 μm 程度とすることが最適な条件であるものと推察された．

以上のことより，TiAl/Ti-6Al-4V の接合において接合界面に形成される Ti_3Al を考慮し，この金属間化合物がほとんど形成されない，または，形成されたとしても厚さの小さい状態で接合を完了させることにより TiAl 母材と同等の継手強度を得ることができると考えられる．

次に，上記 の継手強さのばらつきの大きい原因について考察を行う．まず，ばらつきの原因のひとつは接合界面に形成される Ti_3Al の性質や状態からくるものと考えられる．上述したように Ti_3Al はそれ自身，常温延性に乏しい性質を持った化合物である点が強度のばらつきの最大の原因と考えられる．さらにこの場合，接合界面全面に大きく板状に形成されるという特殊形状になっている．すなわち，引張

Fig. 12 Relationship between tensile strength and reaction layer.

試験を行う場合，引張方向に垂直に板状に形成される．しかも，厚さの場所によるばらつきもあり，これらは引張強さのばらつきの原因のひとつとなり得る．さらに，単結晶としての化合物であるならば，本研究にて使用した TiAl 母材に近い強度特性を有していると考えられるが，実際は小さい．これは拡散接合によって形成された Ti_3Al 層は，単結晶として形成されているのではなく，拡散の進行とともに，徐々に薄い層を積み重ねる形で形成されている可能性が考えられる．この結果，層間強度は格段に低くなり，引張強さはその形成の仕方で大きく異なってくることが考えられる．しかし，この点に関しては必ずしも明らかではない．

なお純 Ti との接合の場合，ばらつきは一層大きくなるが，これは後述するポイド形成の影響が大きいと考えられる．

4.2 最適接合条件と結晶構造

上記 の最適接合温度は，他の接合条件 (P_B ， t_B) を一定

Fig. 13 The effects of grain size of Ti-6Al-4V on the width of diffusion layer of TiAl/Ti-6Al-4V joint. (Bonding temperature: 1173K, Bonding pressure: 4.9MPa, Bonding time: 3.6ks)

Fig. 14 Schematic illustration on the width of reaction layer on the grain size of Ti-6Al-4V at the TiAl/Ti-6Al-4V bonding interface. (I is larger than II)

Fig. 15 Relationship between reaction layer thickness and bonding temperature of TiAl/Ti alloy joints.
(Bonding pressure:4.9MPa, Bonding time:3.6ks)

とする場合, TiAl/Ti ($T_B=1173\text{K}$) よりも TiAl/Ti-6Al-4V ($T_B=1073\text{K}$) の方が低い点に関して考察する. この原因は Ti () と Ti-6Al-4V (+) の結晶構造の違いによるものと考えられる. この点を明らかにするために, 微視的に各結晶構造における拡散距離の測定を行った. その一例を Fig.13 に示す. ここでは TiAl 側の Al の Ti 合金または Ti への拡散に注目し, 各結晶構造部分における EPMA 分析を行ったものである. 同図より, 粒における Al の拡散距離より, 粒における Al の拡散距離の方が大きい, すなわち相中における Al の拡散速度が速いことを示している. この関係を模式的に Fig.14 に示す. これは 相の結晶構造は稠密六方晶 (hcp) であるのに対して, 相は体心立方晶 (bcc) であり, 稠密格子でない分, 原子の拡散は容易になると考えられる.

次に各接合温度における TiAl/Ti-6Al-4V 継手の界面へ形成された層の厚さを Fig.15 に示す. また, 同様に TiAl/Ti 継手の界面へ形成された層の厚さも併記する. ここでの層の厚さは 5 ヶ所測定した平均値を示している. 同図より, TiAl/Ti-6Al-4V の拡散層の厚さは接合温度の上昇とともに直線的に増加しているが, TiAl/Ti においてはある温度までは TiAl/Ti-6Al-4V のものよりも層の厚さは小さいが, ある温度以上ではほぼ同等の厚さとなっていることがわかる. このことからわかるようにある温度すなわち Ti の同素変態温度以上となり, 結晶構造が 相となると拡散速度が上昇し, 拡散距離が増加する.

4.3 TiAl/Ti におけるボイドの形成

次に, 上記 のように, 接合温度が 1173K より高い場合, TiAl/Ti では接合界面近傍にボイドを形成するが TiAl/Ti-6Al-4V ではボイドを形成しないことがわかった. そこで, ここではまず, ボイドの形成機構について考察を行う.

TiAl/Ti および TiAl/Ti-6Al-4V における拡散現象の模式図を

Fig. 16 Schematic illustration on diffusion of atoms and formation of reaction layer at the bonding interfaces of TiAl/Ti and TiAl/Ti-6Al-4V joints.

Fig.16 に示す. 同図では, 矢印の向きがその元素の拡散進行方向, その大きさが拡散によって移動する元素の量をイメージしている. TiAl/Ti においては主に TiAl 中へは Ti の拡散, Ti 中へは Al, Fe, V, B の拡散が起こっているものと考えられる. そこで, それぞれの拡散係数に注目して考えると TiAl の共析変態温度は $1603\text{K}^{(11)}$ とされており, 本研究範囲内ではその温度に達していないことから TiAl 中への Ti の拡散係数の変化は温度変化のみで少ないと考えられる. しかし, Ti 側への Al の拡散は Ti が 1158K にて同素変態を起こすため, この温度を境に拡散係数が変化し, より拡散が起こりやすくなる. よって, TiAl/Ti においては高接合温度においては Ti の同素変態によって主に TiAl 側の Al の Ti 側への拡散量が Ti 側からの Ti の拡散量よりも大幅に増加し, 結果として TiAl 側にカーケンドールボイドが形成されたものと考えられる. 一方, TiAl/Ti-6Al-4V においては Ti-6Al-4V の + から への変態温度は 1253K 以上であり, 本研究範囲内の温度では変態は起こらない. よって, Al の Ti-6Al-4V 側への拡散量は加速的に変化することがないため, カーケンドールボイドは形成されないものと考えられる.

このことを理論的に考察を行うと Ti 原子の Ti から TiAl への固有拡散係数を D_{Ti} , Al 原子の TiAl から Ti 合金への固有拡散係数を Ti 合金が 相のときは D , 相のときは D とし, それぞれの原子分率を N_{Ti} , N_{Al} とするとき, 相互拡散係数 $\tilde{D}$ はダーケンの式より

$$\tilde{D}_\alpha = N_{Al}D_{Ti} + N_{Ti}D_\alpha$$

$$\tilde{D}_\beta = N_{Al}D_{Ti} + N_{Ti}D_\beta$$

であらわせる¹²⁾. また, 自己拡散係数は Fick の第 1 法則を原子的に考えることで

$$D = \frac{1}{6} \alpha^2 f \cdots (1)$$

とすることができる．ここで λ は原子のジャンプ距離， f は単位時間におけるジャンプ頻度を示している¹³⁾．

結晶構造が hcp のときの λ は最近接原子間距離であるので，原子径を r とすると $\lambda = 2r$ である．また，bcc では $\lambda = 4r/\sqrt{3}$ となる．よって(1)式より

$$D_{\alpha} = 1.33 D_{\beta}$$

となる．よって，Ti への Al 原子の拡散量は結晶構造が hcp から bcc へ変化することで 1.33 倍促進されることとなる．これにより hcp の温度域では TiAl からの Al 原子の拡散量と Ti からの Ti 原子の拡散量がほぼ等しく，カーケンドールポイドは形成されず，bcc の温度域では TiAl からの Al 原子の拡散量が上回ることによってカーケンドールポイドが形成されたものとする．

また，ミクロ的に見た場合，TiAl/Ti-6Al-4V においても相と接している部分にはポイドの形成が起こることも考えられるが，これはダーケンの式からも分かるように，相互拡散係数は 相中への拡散速度と 相中への拡散速度の和として表されることとなる．すなわち，1173K における Ti-6Al-4V の 相と 相の割合は状態図¹⁴⁾より $\lambda = 73 : 27$ であることから，Ti-6Al-4V への Al 原子の固有拡散係数 D_{α} は

$$\begin{aligned} D_{\alpha+\beta} &= 0.73 D_{\alpha} + 0.27 D_{\beta} \\ &= 0.73 D_{\alpha} + (0.27 \times 1.33) D_{\alpha} \\ &= 1.09 D_{\alpha} \end{aligned}$$

となることから，Al の Ti-6Al-4V 側への拡散量が大きな変化とならないこととなる．これらは Fig.15 において TiAl/Ti-6Al-4V ではその拡散量は接合温度と直線的な関係を示しているのに対し，TiAl/Ti では同素変態温度を境に大きく変化していることと良く対応している．

5. 結 論

本研究は TiAl 金属間化合物と純 Ti または Ti-6Al-4V との拡散接合をとり上げ，それらの接合性を比較・検討したものである．本研究によって明らかとなった点を要約すると以下のとおりである．

まず，TiAl/Ti および TiAl/Ti-6Al-4V の拡散接合において，共通する点は，

- (1) 拡散の進行とともに，接合界面に Ti_3Al の反応層を形成する．
- (2) 継手の引張強さはこの反応層の厚さが大きくなると低下する．
- (3) 継手強度のばらつきが大きい．これは反応層の Ti_3Al の性質・状態によるものと推定される．

次に，異なる点は，

- (4) 最適接合温度は，他の接合条件を一定とする場合，TiAl/Ti よりも TiAl/Ti-6Al-4V の方が低い．これは，TiAl 側の Al の Ti 合金または Ti 側への拡散速度が結晶系により異なるためであることがわかった．すなわち 1158K 以下では，Ti の結晶系は拡散速度の小さい (hcp) であるが，Ti-6Al-4V の結晶系は (hcp) + (bcc) であり，拡散の容易な (bcc) を含むためであることがわかった．
- (5) 接合温度の比較的高い場合，TiAl/Ti では接合界面近傍にポイドを形成するが，TiAl/Ti-6Al-4V ではポイドを形成しない．TiAl/Ti においてポイドを形成する理由は 1158K 以上では，純 Ti が 変態により，すべてとなるために，TiAl 側の Al の Ti 側への拡散速度が Ti の TiAl 側への拡散速度よりも大幅に増加するため，TiAl 側にカーケンドールポイドを形成するためと推定された．

参 考 文 献

- 1) H.HINO, T.MIYASHITA and S.MINAKATA: Applications of TiAl-based Intermetallic Compound, Light Metals, 43-10 (1993), 545-555. (in Japanese)
- 2) T.NODA: Application of TiAl-Based Alloys to Automotive Components, Titan, 50-1 (2001), 17-20. (in Japanese)
- 3) T.TETSUI and Y.MIURA: TiAl Turbocharger Development and Passenger Vehicle Application, Titan, 48-3 (2000), 211-215. (in Japanese)
- 4) S.ISOBE: TiAl as Lightweight Heat-resistant Materials, SOKEIZAI, 30-3 (1989), 1-5. (in Japanese)
- 5) Kawasaki Heavy Industries Ltd. Technical Research Center : Development of a TiAl Turbocharger Rotor, SOKEIZAI, 29-1 (1988), 12. (in Japanese)
- 6) M.MIZUNO: A Review on Developments in New Materials and Products, DENKI-SEIKO, 70-1 (1999), 79-87. (in Japanese)
- 7) S.SETO and K.MATSUMOTO etc: Strength Characteristics on the Diffusion Bonded Joint of Intermetallic Compound TiAl and Structural Steel, QUARTERLY JOURNAL OF THE JAPAN WELDING SOCIETY, 16-1 (1998), 59-65. (in Japanese)
- 8) T.SHINODA, S.TAKEMOTO, K.ITOU and T.HAYASHI: Weldability of TiAl Metallic Compound, Material and Process, 6-5 (1993), 1585. (in Japanese)
- 9) A.HIROSE and K.KOBAYASHI: Joining of Ti-Base Advanced Materials, Light Metals Welding, 35-11 (1997), 535-542. (in Japanese)
- 10) Y.NISHIYAMA, T.MIYASHITA, S.ISOBE and T.NODA: Development of Titanium Aluminide Turbocharger Rotors, High Temperature Aluminides & Intermetallics, (1990), 557-584
- 11) S.SETO, S.KUMA and H.ISHIKAWA: Microstructure and High Temperature Tensile Strength of TiAl-Fe-V-B Alloy, Heat treatment, 41-3 (2001), 152-157. (in Japanese)
- 12) P.G.Shewmon: Diffusion in Solids, McGraw-Hill Book Company, (1963), 117-122.
- 13) N.Kohda: Introduction to Metal Physics, Corona Publishing Co.,LTD, (1973), 107-109. (in Japanese)
- 14) M.J.Donachie,Jr.: Titan Technical Guide, Uchida Rokakuho Publishing Co.,LTD., (1993), 31-33. (in Japanese)