軸受鋼 SUJ2 と Ti-6Al-4V 合金の拡散接合部の強度特性に およぼす界面形成相の影響*

金井 寛**, 瀬戸 佐智生***, 伊藤 正明****

The Effects of Reaction Phases on the Strength Properties of Diffusion Bonds Formed between
Bearing Steel SUJ2 and Ti-6Al-4V Alloy.

by KANAI Satotu**, SETO Sachio***, ITO Masaaki****

Diffusion bonding of SUJ2 and Ti-6Al-4V has been carried out in the bonding temperature range from 1173 to 1273K for 3.6 ks at the bonding pressure of 1.96MPa. The effects of the reaction phases formed at the bonding interface on the bonding strength were analysed. Main results obtained were as follows:

- (1) With increasing bonding temperature, the species of the main reaction phases at the bonding interface change from FeTi_2 to Fe_2Ti via FeTi by the diffusion of iron atoms of the SUJ2 into the Ti-6Al-4V phase.
- (2) With increasing the bonding temperature, tensile strength and elongation of the joints first increased and then decreased, whereas the maximum Vickers hardness of the reaction phase first decreased and then increased. Therefore the changes in the strength properties were well correlated with the change of the maximum Vickers hardness of the reaction layer.
- (3) On the other hand, diffusion of Ti, Al and V atoms of the Ti-6Al-4V into the SUJ2 phase was comparatively small. It can be explained by the formation of a TiC phase at the bonding interface of the SUJ2 side which protects the diffusion of these atoms. In spite of its high Vickers hardness, fracture did not occur at the TiC phase because of its small width under $3\mu\text{m}$.
- (4) Fractured parts of the tensile tests of joints were the reaction phase part mainly composed of the above mentioned Fe-Ti intermetallic compound. Therefore, tensile strength and elongation of the joints were found to be influenced mainly by the species of intermetallic compound phase.

Key words : Diffusion bonding , SUJ2 , Ti-6Al-4V , Tensile strength , Intermetallic compound , Reaction phase

1. 緒 言

機械部品を設計する上で重要なポイントは各部品の精度、強度、重量などである。特に重量（軽量化）は重要性を増しており、強度と密度（または比重）の比で検討されることも多くなっている。近年、機械材料としてアルミニウム合金、チタン合金、マグネシウム合金など比較的比重の小さい材料が使われ始めているが、主材料は依然として鉄合金であり、実用上、これまで使用されてきた材料を別の軽

量材料に置き換えることは強度的な信頼性の点から必ずしも容易ではない。そこで、信頼性が必要な部分には従来材料を用い、他の部分には軽量材料を使用することが考えられる。このためには、従来材料と軽量材料との接合技術の開発が必要不可欠となっている。たとえば、高精度位置決めなどを目的とした機械部品である波動歯車装置の軸受部には軸受鋼が使用されているが、その軽量化のために、軽量合金との接合が検討されている。そこで、ここでは従来材として一般に使用されている SUJ2 を、軽量合金としてチタン合金、その中でも使用量が多いとされる Ti-6Al-4V をとり上げこれらを接合する場合を検討する。

鉄合金とチタン合金の接合方法としては圧接^{1)~4)}、爆発圧接^{5)~7)}、摩擦圧接^{8),9)}、拡散接合^{10)~26)}などに関する報告がある。これらの中で上記の軸受部などの精密部品への適用を考慮すると、接合方法としては変形率の少ない拡散接合がもっとも有望と考えられる。

鉄合金とチタン合金の拡散接合に関しては、鉄合金では

*原稿受付 平成17年1月24日 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 Student Member, Graduate School, Tokai University

***正 員 東海大学工学部 Member, School of Engineering, Tokai University

****学 生 員 東海大学大学院 Student Member, Graduate School, Tokai University
(Present: IHI Scube Co. Ltd.)

炭素量の多い合金に関する報告例^{10),11)}は少なく、低炭素鋼^{10)~12)}およびステンレス鋼^{13)~26)}における報告がその多くを占めている。一方、チタン合金では純チタンの場合^{10)~21)}が圧倒的に多く、Ti-6Al-4V を用いての報告例^{22)~24)}は少ない。

鉄合金とチタン合金の接合においてその継手強度は接合方法、材質によって異なるのは当然であるが、いずれの方法においてもほぼ 200MPa 以上の引張強さが得られ、また接合部に形成される相としては Fe_2Ti 、 FeTi 、 TiC 、 $\beta\text{-Ti}$ などが報告されている。しかし、C 量の多い SUJ2 とチタン合金の拡散接合に関する報告はほとんど無い。

実用上、このような軸受鋼とチタン合金の拡散接合技術確立の要求が多いにもかかわらず、拡散接合に関する研究報告例が少ない理由は多元系合金同士の接合であるため、現象が複雑で、理論的取り扱いが極めて難しいためといえる。特に、多元系合金同士の拡散接合する場合、接合界面に複数の金属間化合物が形成されると考えられるが、その場合の継手強度を左右する要因等に関する検討は少ない。

そこで、本研究では SUJ2 と Ti-6Al-4V を拡散接合する場合をとりあげ、特に接合界面における形成相に関する検討とそれらが継手強度に及ぼす影響を明らかにすることを目的として実験・検討する。

2. 実験方法

本研究にて用いた材料は上記のように SUJ2、Ti-6Al-4V であり、接合用試験片寸法はすべて 10mm(t)×20mm(w)×20mm(h)である。供試材の化学組成をそれぞれ、Table 1、Table 2 に示す。接合面 {10mm (t) × 20mm (w)} はそれぞれ機械加工により、表面粗さ $Ra=0.2\mu\text{m}$ 以下の平滑な面にした後、接合直前にアセトン中にて超音波洗浄を行い、真空拡散接合装置を用いてそれぞれ Table 3 に示す条件にて接合実験を行った。尚、接合条件は接合に伴う変形量等を考慮し、予備実験の結果に基づき決定した。

接合完了後、ワイヤーカッターにて Fig.1 に示す形状に加工し、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、接合界面近傍の光学顕微鏡組織観察、SEM 観察、マイクロビッカース硬さ測定、EPMA 分析および引張試験後の破断面における X 線回折を行った。

Fig.1 Configuration of specimen for tensile test.

3. 実験結果

SUJ2/Ti-6Al-4V の直接拡散接合において、接合圧力：1.96MPa、接合時間：3.6ks と一定とした場合の接合温度と引張強さの関係を Fig.2 に示す。同図より、継手の引張強さは接合温度 1248K までは接合温度が高くなるにつれて増加する傾向があり、1248K にて最大 約 100MPa となり、それ以上の接合温度では低下することがわかる。

同様に継手の伸びについて Fig.3 に示す。同図より、Fig.2 と同様に伸びも接合温度 1248K までは接合温度上昇とともに増加し、それ以上の温度においては低下することがわかった。さらに、継手の伸びは全体的に 1%以下と低く、母材 SUJ2 および Ti-6Al-4V の伸びのそれぞれ約 8%および 11%と比較して小さく、上記の継手引張強さも母材引張強さと比べて低いことから接合界面になんらかの相を形成し、その影響がでているものと考えられる。

Fig.2 と同条件における接合材の接合界面近傍の光学顕微鏡観察結果を Fig.4 に示す。同図より、いずれの接合温度においても接合界面に形成相が認められ、その厚さは接合温度の上昇とともに増加することがわかる。

次に界面近傍のマイクロビッカース硬さ測定（荷重：0.025N）を接合界面から 5 μm ピッチにて行い、測定範囲

Table1 Chemical composition of SUJ2 used (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
SUJ2	0.98	0.18	0.4	0.017	0.006	0.07	1.39	0.02	0.1	Bal.

Table2 Chemical composition of Ti-6Al-4V used (mass%).

	Al	V	Fe	O	N	C	H	Ti
Ti-6Al-4V	6.21	4.2	0.17	0.17	0.01	0.01	0.001	Bal.

Table 3 Main conditions of diffusion bonding.

Bonding Temperature (K)	Bonding time (ks)	Bonding pressure (MPa)	Vacuum atmosphere (Pa)
1173	3.6	1.96	6.7×10^{-3}
1198			
1223			
1248			
1273			

内における最高硬さをまとめた結果を Fig.5 に示す。また、最高硬さを示した位置はいずれの条件においても接合界面よりもチタン合金側であった。なお、後述するように、同図の最高硬さ結果において、接合界面ごく近傍における相部分は、幅が $3\mu\text{m}$ 以下と小さくて測定が容易でないため、ここでは除外した。同図において、界面付近の最高硬さは Fig.2 に示した引張試験結果と比較を行うと、Fig.2 では 1248K までは引張強さは接合温度の上昇とともに増加するのに対し、最高硬さは 1248K までは低下する傾向にあり、それ以上の温度では引張強さは低下するのに対して、最高硬さは増加することがわかる。このように、接合温度の上昇によって最高硬さは変化することから、接合温度によって形成相の種類も変化すると考えられる。

Fig.4 における光学顕微鏡観察においても接合界面に相形成は認められるが、より微視的に観察するため、SEM 観察を行った。その結果を Fig.6 に示す。同図より、Fig.4 では確認できなかったが、いずれの温度においても SUJ2 側に形成相が存在し、その厚さは接合温度の増加とともに増加することがわかる。また、各接合温度において界面近傍に微小クラックが発生していることがわかり、この微小クラックの発生位置はいずれも Ti-6Al-4V 側であった。

Fig.2 Relationship between bonding temperature and tensile strength for SUJ2/Ti-6Al-4V joints. (Bonding pressure:1.96MPa, Bonding time:3.6ks)

Fig.3 Relationship between bonding temperature and elongation for SUJ2/Ti-6Al-4V joints. (Bonding pressure:1.96MPa, Bonding time:3.6ks)

次に引張試験後の破断面への X 線回折をそれぞれの条件にて行った結果を Table 4 に一覧として示す。同表より、形成相は Fe と Ti の化合物のほかに、Fe と Al の化合物および Ti_3Al も同定されていることから、それぞれの接合条件において複数の化合物が形成され、混在していることがわかる。さらに、この中で特に、主要元素の Fe-Ti 系化合物においては、接合温度 1173K~1223K においては Ti_2Fe 、1223K~1248K では TiFe 、1273K では TiFe_2 が接合界面へ新たに形成されていることがわかった。これは Fig.2、Fig.3、Fig.5 における継手の強度特性変化と良く対応することから SUJ2/Ti-6Al-4V の拡散接合において接合継手強度特性は接合界面に形成される特に Fe-Ti 系金属間化合物の種類によ

Fig.4 Microstructures of SUJ2/Ti-6Al-4V joints. (Bonding Pressure:1.96MPa, Bonding time:3.6ks)

Fig.5 Relationship between bonding temperature and maximum Vickers hardness for SUJ2/Ti-6Al-4V joints. (Bonding pressure:1.96MPa, Bonding time:3.6ks)

Fig.6 Reflection SEM images of SUJ2/Ti-6Al-4V joints. (Bonding Pressure:1.96MPa, Bonding time:3.6ks)

Table 4 Intermetallic compound identified by X-ray diffraction.

Bonding temperature (K)	Bonding time (ks)	Bonding pressure (MPa)	SUJ2 side								
			Al ₃ Fe ₄	Al ₅ Fe ₂	Al ₂ Fe	AlFe	Fe ₃ Al	Ti ₂ Fe	TiFe	TiFe ₂	Ti ₃ Al
1173	3.6	1.96	○	○	○	○	○	○			
1198	3.6	1.96	○	○	○	○	○	○			
1223	3.6	1.96	○		○		○	○	○		○
1248	3.6	1.96	○	○	○				○		○
1273	3.6	1.96			○		○			○	○
Concentration of Al (at%)			76.5%	71.4%	66.7%	50.0%	25.0%	_____	_____	_____	_____
Concentration of Ti (at%)			_____	_____	_____	_____	_____	66.7%	50.0%	33.3%	_____

Bonding temperature (K)	Bonding time (ks)	Bonding pressure (MPa)	Ti-6Al-4V side								
			Al ₁₃ Fe ₄	Al ₅ Fe ₇	Al ₂ Fe	AlFe	Fe ₃ Al	Ti ₂ Fe	TiFe	TiFe ₂	Ti ₃ Al
1173	3.6	1.96	○	○	○			○			
1198	3.6	1.96	○	○			○	○			
1223	3.6	1.96	○	○	○			○	○		○
1248	3.6	1.96		○	○				○		
1273	3.6	1.96			○					○	○
Concentration of Fe (at%)			23.5%	28.6%	33.3%	50.0%	75.0%	33.3%	50.0%	66.7%	

り影響を受けるものと推察される。

4. 考 察

上記の実験結果より、SUJ2 と Ti-6Al-4V の拡散接合の特徴を要約すると、次のとおりである。

- (1) 拡散の進行 (他の接合条件を一定とする場合、接合温度の上昇) とともに、接合界面にて観察される金属間化合物の種類が変化する。また複数の金属間化合物が混在する。
- (2) それに伴い、継手強度 (引張強さ、伸び) はいったん増加し、最大値に達した後、低下する。さらにこれらの継手強度は比較的小さい。

以下に、これらの点を中心に、考察する。

4.1 接合界面における形成相

まず、接合界面に形成される化合物の種類であるが、他の Fe 合金と Ti 合金の接合における報告^{1)-8), 10)-19), 21)-27)}では Fe と Ti の化合物が形成されており、継手強度はこれらによって影響を受けるとされている。しかし、本研究の組み合わせにおいては、Table 4 の破断面における X 線回折結果に示したように、接合界面に Fe と Ti の化合物のほかに、Fe と Al の化合物も同定されている。すなわち、本研究における Ti-6Al-4V に含まれる Al が Fe と化合物を形成していることがわかる。この結果、界面形成相は化合物単相ではなく、Fe-Ti 系化合物および Fe-Al 系化合物などの混合相と考えられる。

また、本研究結果では GHOSH らなどの報告^{4), 9), 14), 23), 27)}にある β -Ti の形成が認められなかった。この原因は α -Ti 安定化元素の Al の存在によると推定される。

また、SYOZUMI らの報告など^{1)-8), 10)-19), 21)-27)}によると、鉄合金とチタン合金の接合において形成される化合物は TiFe、TiFe₂ であるとされているが、前記のとおり、ここではさらに Ti₂Fe も同定されている。

本研究の場合、接合温度の上昇とともに、Fe 原子の Ti 合金側への拡散が進行し、接合界面における Fe-Ti 系金属間

化合物の種類は Fig.7 に示す Fe-Ti 系平衡状態図²⁸⁾に認められるように変化すると考えられる。

すなわち、SUJ2 の主要原子の Fe 原子の Ti-6Al-4V 側への拡散のみを考えると、

第一段階 (拡散の初期) で、

により、まず、Ti₂Fe を形成する。

次に、第二段階で、さらに、Fe 原子の拡散により、

として、TiFe を形成する。

次に、第三段階として、Fe 原子の更なる拡散により

により、TiFe₂ を形成することになる。

Table 4 における各接合温度において同定された Ti-Al 系金属間化合物の種類は接合温度の上昇とともに、上記の①→②→③の反応により、拡散が進行することを裏付けている。

この中で①により形成される Ti₂Fe は Fig.7 の平衡状態図においては、明瞭には出てこないが、酸素の存在する場合に出現する金属間化合物²⁸⁾とされている。本研究の場合、接合雰囲気中の酸素の存在により、形成されたものと考えられる。

Fig.7 Equilibrium phase diagram of the Ti-Fe systems.

次に、②により現れる TiFe は立方格子であり²⁸⁾、3 種類の金属間化合物の中ではもっとも延性に富むと考えられる。また③により形成される TiFe₂ は Zn₂Mg 型の Laves 相であり²⁸⁾、硬くてもろい材料と推定される。

一方、SUJ2 の Fe 原子の Ti-6Al-4V 側への拡散において、Fe-Al 系金属間化合物の形成も考えられる。この場合、Fe 原子の拡散の進行とともに Table 4 に示した Al の原子濃度から、Al₁₃Fe→Al₅Fe₂→Al₂Fe→AlFe→AlFe₃ となると考えられるが、Table 4 における観察結果は、必ずしもこの順序にはなっていない。すなわち、たとえば、拡散の初期段階（接合温度の最も低いとき）において、Al₂Fe が同定されていることなどから、これらの反応は接合初期にすでに生じていると推定される。さらに、Ti 合金中の Al 量は約 6 mass% にすぎないことから考慮すると、Ti-Fe 系金属間化合物と比べてその形成量も極めて少ないと考えられる。これらのことから、Ti-Al 系金属間化合物は Fig.1 における引張強さの変化とは直接的には対応しないと考えられる。

以上の結果から、各接合温度における継手強度は主として各接合温度において形成される主要構成元素における Ti-Fe 系金属間化合物の種類によって左右され、Al-Fe 系の金属間化合物の影響はその量も少なく、直接的な影響は少ないと考えられる。

一方、Fig.8 に示す EPMA 線分析より接合界面から SUJ2 側への Ti、Al、V などのチタン合金に含まれる元素の拡散量は少ないことがわかる。この原因としては MONONO らなどが報告している^{6),10),11)} TiC のバリア効果が考えられるが、Table 4 に示しているように引張試験における破壊面の X 線回折において TiC は確認されなかった。これは TiC 相の厚さが小さく、引張試験片における破壊面はこの部分から離れていたためと考えられる。そこで、SEM-EDX にて接合界面近傍（断面部）において分析を行ったところ、接合界面近傍の SUJ2 側にて C の濃化が認められた。この結果を Fig.9 に示す。Table 1 における SUJ2 の C 濃度は約 1mass% (4.4at%) であるのに対して、同図の形成相においては 45at% 程度の C が検出されたことから、この相は TiC であると推定される。

Fig.8 Results of EPMA-line analysis.
(T_B:1273K, P_B:1.96MPa, t_B:3.6ks)

さらに形成相の厚さが比較的大きくなっている部分に限り注意深くマイクロビッカース硬さ (Load=0.025N) を測定したところ、10 点平均で約 2500Hv となったことから TiC であると推定される。なお、この部分の硬さ測定結果は、前記のとおり Fig.5 には反映されていない。

以上の結果、この TiC によるバリア効果により、チタン合金に含まれる原子の SUJ2 側への拡散が抑制されたと考えられる。

4.2 継手強度と界面形成相との関連性

上記のとおり、拡散の進行（他の接合条件を一定とする場合、接合温度の上昇）とともに、継手強度（引張強さ、伸び）はいったん増加し、最大値に達した後、低下する。また継手強度は比較的小さい。

Fig.10 に示すように各接合温度において接合界面に形成される相の種類は異なることからその継手の引張強さもそれに応じて変化し、同様に接合界面近傍の最高硬さも変化する。すなわち、接合温度の増加に伴い、Fe 原子の Ti-6Al-4V 側への拡散量が増加し、この結果、接合界面に形成される相の種類が FeTi₂→FeTi→Fe₂Ti と変化していき、これらの金属間化合物が継手の接合強度に影響を与えているものと推定される。

Fig.9 Result of SEM-EDX.
(T_B:1273K, P_B:1.96MPa, t_B:3.6ks)

Fig.10 Relationship between bonding temperature and main reaction layers.
(Bonding pressure:1.96MPa, Bonding time:3.6ks)

すなわち、この中で前記の第一段階 (接合温度: 1173, 1198K) すなわち、最初に形成される Ti_2Fe は詳細不明であるが、酸素の存在によって出現するとされている金属間化合物であり、硬い材料と考えられる。したがって、この化合物が出現した段階では引張強さおよび伸びは小さい。次の第二段階で現れる $TiFe$ は立方格子であり、3 種類の金属間化合物の中ではもっとも延性に富むと推定される。このため、引張強さおよび伸びはこの段階 (接合温度: 1248K) で最も大きくなる。尚、第一段階から、第二段階に移行する段階 (接合温度: 1223K) では、 Ti_2Fe のほかに $TiFe$ も出現するために、引張強さおよび伸びは増加すると考えられる。第二段階で、引張強さおよび伸びが最大に達した後、さらに、接合温度を高くすることによって、第三段階 (接合温度: 1273K) において形成される $TiFe_2$ は前記のとおり、 $ZnMg$ 型の Laves 相であり、硬くてもろい材料であることから、再び、引張強さおよび伸びは減少すると推定される。

一方、上記のとおり、Fe-Al 系金属間化合物は合金中の Al 量から考慮すると、Ti-Fe 系金属間化合物と比べてその形成量も極めて少ないと考えられる。上記のとおり、Table 4 における Fe-Al 系金属間化合物の変化は Fig. 2 における引張強さの変化とは直接的には対応していない。しかし、後述するように、多種類の Fe-Al 系金属間化合物の存在は継手強度の小さい原因のひとつとなり得る。

このように、本研究における継手の強度特性は主として Fe-Ti 系の金属間化合物の種類によって大きく影響を受けると推定される。

次に、本研究の組み合わせにおける継手の引張強さは実験範囲内で最大約 100MPa であり、他の組み合わせにおける報告 (一般に 200MPa 以上) と比較するとやや小さい点に関して考察する。

まず、本研究における界面形成相は上記のとおり、Fe-Ti 系化合物単相ではなく、Fe-Al 系化合物との混合相であった。この場合、各金属間化合物間の結合力は一般には小さいと考えられる。これは継手強さが Fe-Ti 系化合物単相と比較して小さい原因のひとつと考えられる。

次に、前記のとおり、金属間化合物の部分に微小クラックの発生が観察されている。この微小クラックの発生理由としては接合後の冷却の際に、金属間化合物と母材との熱膨張係数の違いにより、金属間化合物側に引張応力が生じて、微小クラックを生じたものと考えられる。この場合、接合中で一番硬い相へ応力集中が起こり、発生したものと考えられる。これは Fig. 5 の結果からもわかり、微小クラック発生部分は接合界面近傍の最高硬さを示した位置と一致している。このような微小クラックの発生は継手の引張強さおよび伸びの低い原因のひとつと推定される。

尚、前記のとおり、接合界面に TiC 相が形成されることが判明している。この TiC 相のビッカース硬さは極めて大きいにもかかわらず、その部分から破壊を生じない理由は相の厚さが $3\mu m$ 以下と小さいためと推定される。

5. 結 論

本研究は SUJ2 と Ti-6Al-4V の拡散接合において、接合圧力: 1.96MPa、接合時間: 3.6ks 一定として、接合温度を変化させる場合に関して、接合界面における形成相およびそれらが接合継手の引張強度特性に及ぼす影響を実験・検討した。この結果、以下のことがわかった。

- (1) 接合温度の増加に伴い、SUJ2 側の Fe 原子の Ti-6Al-4V 側への拡散が進行し、接合界面に形成される主な相の種類は $FeTi_2 \rightarrow FeTi \rightarrow Fe_2Ti$ と変化することがわかった。
- (2) 接合温度の上昇に伴い、継手の引張強さおよび伸びはいったん増加し、最大値に達した後、低下するが、形成相の最高ビッカース硬さは逆にいったん低下し、最小値に達した後、増加する。このように継手強度の変化は、上記形成相の最高ビッカース硬さ変化と良く対応する。
- (3) 一方、Ti-6Al-4V を構成する Ti, Al および V 原子の SUJ2 側への拡散量は少ない。これは接合界面において SUJ2 側に TiC 相が形成され、これら原子の SUJ2 側への拡散を抑制するためであることがわかった。また、 TiC 相のビッカース硬さは極めて大きいにもかかわらず、その部分から破壊を生じない理由は相の厚さが $3\mu m$ 以下と小さいためと推定された。
- (4) 引張試験における破断面は、最高硬さを示す上記の Fe-Ti 系を主体とする金属間化合物近傍であり、継手強度特性はこれら金属間化合物相の種類に大きく影響されることがわかった。

参 考 文 献

- 1) S.SYOZUMI, Y.TAKASAKA, H.SAIKAWA, T.MINEGISHI : Bonding Strength of Diffusion-Bonded Ti-Fe Joint and its Annealing Effects. , Material and Process , 4-5(1991) , 1726 (in Japanese)
- 2) H.INUI, M.YAMAGUCHI : TEM Observations of Fe/Ti Composite Materials. , Material and Process , 5-2(1992) , 703 (in Japanese)
- 3) Y.KOMIZO, J.MURAYAMA, Y.OHTANI : Bonding Characteristics and Interface Reactions in Cladding of Titanium to Carbon Steel. , Iron and Steel , 74-9(1988) , 1832-1838 (in Japanese)
- 4) M.GHOSH, S.CHATTERJEE, K.BHANUMURTHY, B.G.KALE : Effects of Reaction Products on the Bond Strength of the Transition Joint Formed between Titanium and Stainless Steel. , Material Science Technology , 20-1(2004) , 131-136
- 5) M.NISHIDA, S.CHIBA, J.HIRAZUMI, Y.HONDA : Bonding Strength and Interfacial Microstructures of Explosively Welded Titanium/Carbon Steel Clad Materials. , Material and Process , 5-5(1992) , 1789 (in Japanese)
- 6) S.CHIBA, M.NISHIDA, Y.MORIZONO, K.IMAMURA : Diffusion Barrier Effect of TiC Layer Formed at the Bonding Interface and Bonding Characteristics of an Explosively Welded Ti/SUS420J1 Stainless Steel Clad by Heat Treatment. , Iron and Steel , 83-11(1997) , 736-741 (in Japanese)
- 7) Y.MORIZONO, M.NISHIDA, A.CHIBA, K.IMAMURA : Effect of Heat Treatment on Bonding Characteristics and Interfacial

- Microstructures in Explosively Welded Ti/SUS430 Stainless Steel Clad., *Iron and Steel*, 85-4(1999), 52-57 (in Japanese)
- 8) T.KOSHI, K. OGAWA, S. KAGA, N. OHIKE, Y. SUGA : Friction welding of titanium and SUS304 stainless steel., *Light Metal*, 43-7(1993), 365-371 (in Japanese)
 - 9) J. HASUI, Y. UNNEI : Friction Pressure Welding of Titanium and Carbon steel., *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 1-3(1983), 366-371 (in Japanese)
 - 10) T. MOMONO, T. ENJO, K. IKEUCHI : Effects of Carbon Content on the Diffusion Bonding of Iron and Steel to Titanium., *Iron Steel Institute Japan*, 30-11(1990), 978-984
 - 11) H. OIKAWA, R. SAITO : Diffusion Bonding of Titanium to Steel. 1. Effect of Carbon Content on Diffusion Bonding of Titanium to Steel. *Material and Process*, 7-5(1994), 1578 (in Japanese)
 - 12) S. HINOYA : Microstructure of Reaction Phases and Interfacial Strength in Diffusion Bonding of Pure Ti to Pure Fe., *Iron and Steel*, 75-9(1989), 1695-1702 (in Japanese)
 - 13) B. ALEMAN, I. GUTIERREZ, J. J. URCOLA : Interface Microstructures in Diffusion Bonding of Titanium Alloys to Stainless and Low Alloy Steels., *Material Science Technology*, 9-8(1993), 633-641
 - 14) M. GHOSH, S. CHATTERJEE, K. BHANUMURTHY, B. G. KALE, J. KRISHNAN : Strength of the Diffusion Bonded Joints between CP Ti and 304 Stainless Steel Processed below and above β -Transus., *Iron Steel Institute Japan*, 44-2(2004), 388-395
 - 15) M. GHOSH, S. CHATTERJEE : Diffusion Bonded Transition Joints of Titanium to Stainless Steel with Improved Properties., *Material Science Engineering A*, 358-1/2(2003), 152-158
 - 16) M. GHOSH, S. CHATTERJEE, K. BHANUMURTHY, B. G. KALE, J. KRISHNAN : Diffusion Bonding of Titanium to 304 Stainless Steel., *Journal Nuclear Material*, 322-2/3(2003), 235-241
 - 17) M. GHOSH, S. CHATTERJEE : Characterization of Transition Joints of Commercially Pure Titanium to 304 Stainless Steel., *Material Characterization*, 48-5(2002), 393-399
 - 18) M. GHOSH, S. CHATTERJEE : Characterization of Reaction Products and Their Effects on the Strength Properties of Transition Joints Formed between Titanium and Stainless Steel., *Scandinavian Journal of Metal*, 33-1(2004), 1-5
 - 19) M. ITOH, T. MASUI : The Microstructure and the Strength Property of Titanium and a Stainless Steel Joint Parts which Carried out Short-time Diffusion Bonding., *Mie Prefectural Science and Technology Promotion Center Research Report*, 25(2001), 91-94 (in Japanese)
 - 20) M. ITOH, T. IESHIRO, K. KIMURA : Diffusion Welding of Titanium to Stainless Steel. 2., *Mie Prefectural Science and Technology Promotion Center Research Report*, 11(1987), 4-7 (in Japanese)
 - 21) M. ITOH : Influence of Carbon in Steel on Formation of Interfacial Reaction Phases in Diffusion Bonding of Titanium to Stainless Steel., *Mie Prefectural Science and Technology Promotion Center Research Report*, 21(1997), 43-46 (in Japanese)
 - 22) P. HE, H. J. ZHANG, Q. X. LI : Diffusion Bonding of Titanium Alloy to Stainless Steel Wire Mesh., *Material Science Technology*, 17-9(2001), 1158-1162
 - 23) M. FERRANTE, V. E. PIGORETTI : Diffusion Bonding of Ti-6Al-4V to AISI 316L Stainless Steel: Mechanical resistance and interface microstructure., *Journal Material Science*, 37-13(2002), 2825-2833
 - 24) N. ORHAN, M. EROGLU, I. T. KHAN : Diffusion Bonding of a Microduplex Stainless Steel to Ti-6Al-4V., *Scripta Material*, 45-4(2001), 441-446
 - 25) M. GHOSH, S. CHATTERJEE, B. MISHRA : The Effect of Intermetallics on the Strength Properties of Diffusion Bonds Formed between Ti-5.5Al-2.4V and 304 Stainless Steel., *Material Science Engineering A*, 363-1/2(2003), 268-274
 - 26) S. J. SHYU, H. T. CHUANG : Diffusion Bonding/Superplastic Forming of Ti-6Al-6V-2Sn/SUS 304 Stainless Steel/Ti-6Al-6V-2Sn., *Journal Material Engineering Perform*, 5-1(1996), 84-88
 - 27) F. M. WU, C. YU, S. Z. YU, F. R. LI : A Study of Ti/Fe Contact Reaction Structures., *Material Science Technology*, 20-5(2004), 658-660
 - 28) The Japan Institute of Metals : *Metal Data Book*., Maruzen, Vol3(1993)