

純チタンと純鉄の拡散接合界面の微視的構造と接合強度

日野谷 重晴*

Microstructure of Reaction Phases and Interfacial Strength in Diffusion Bonding of Pure Ti to Pure Fe

Shigeharu HINOTANI

Synopsis :

The microstructure and the interfacial strength have been studied for the diffusion bonding pairs between a commercially pure Ti and Fe-0.003 wt%C or Fe-0.015 wt%C.

The transformation of α -Ti into β -phase and the formation of intermetallic compounds (TiFe and TiFe₂) were induced by the interdiffusion in Ti/Fe-0.003 wt%C bonding pairs. During the cooling to room temperature, β -phase layer with higher Fe content retained in β -phase, whereas β -phase layer with lower Fe content transformed into α' -Ti martensite. The specific crystallographic orientation relationship; (0001)_{TiFe₂}//($\bar{1}01$) _{α -Fe} [1120]_{TiFe₂}//[111] _{α -Fe} (Burger's relationship) was obtained between TiFe₂ and α -Fe. The result indicates that TiFe₂ was formed in α -Fe by the diffusion of Ti-atoms.

In Ti/Fe-0.015 wt%C bonding pairs, β -transformed layer and intermetallic compound layer were not observed at the bonding temperatures below 1073 K. In this case, TiC precipitates formed along the interface and they hindered the interdiffusion of Ti- and Fe-atoms. However β -transformed layer and intermetallic compound layer formed at the bonding temperature above 1123 K.

The interfacial strength of Ti/Fe-0.003 wt%C bonding pairs depended on the width of intermetallic compound layer (W_{IM}). At the initial stage of bonding the strength was very low due to the inadequate diffusion, but it increased to the level of 300 MN m⁻² in the W_{IM} range between 0.4 and 1.2 μ m. The strength decreased rapidly again after the growth of intermetallic compound layer thicker than 1.2 μ m.

Key words : diffusion bonding ; interface ; interface structure ; composite material ; titanium.

1. 緒 言

近年、性質の異なる材料を複合化し、より高い機能を付与した複合材料の開発が行われている。チタンクラッド鋼もその一つであり、耐食性に優れるチタンと強度、加工性に優れかつ安価な鋼を複合化することにより用途の拡大が見込まれる。しかしチタンは活性な金属であり、他の金属と反応して容易に脆弱な金属間化合物などの反応相を生成する¹⁾²⁾。したがって接合界面に生成する反応相の微視的構造やその成長挙動はクラッド材の界面強度に大きな影響を与える。

これら反応相は平衡状態図からある程度予測できるが、クラッドや拡散接合においては非平衡相の生成や³⁾、不純物元素の影響も考慮する必要がある。チタンと鉄の

固相接合界面においては2元平衡状態図から相互拡散によって α -Tiから β -Ti、 γ -Feから α -Feへの変態や金属間化合物TiFe、TiFe₂の生成が予測される⁴⁾。Ti-Fe系の固相拡散による反応相は既に研究されているが、Ti-FeやTiFe₂相が生成しないという報告や⁵⁾⁶⁾それらの相が生成するという結果⁷⁾⁸⁾があり、明確でない。さらに多くは界面での反応相の金属組織を光学顕微鏡で調べたものであり、反応初期の微視的な構造や反応相の成長挙動と接合強度との関連についての研究はほとんどなされていない。

そこで本研究ではTi-Fe系の固相接合界面に生成する反応相の微視的構造を主に電子顕微鏡により解析するとともに、反応相の生成、成長に与える鉄中の微量炭素量の影響や反応相の成長と接合強度との関連について検

昭和63年11月14日受付 (Received Nov. 14, 1988)

* 住友金属工業(株)未来技術研究所 (Advanced Technology Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

討した。

2. 実験方法

供試材として板厚 10 mm の工業用純チタン板と電解鉄を原料として炭素量の異なる純鉄を真空溶製し、熱間鍛造、熱間鍛伸によって直径 10 mm の棒材を製造し、用いた。純チタン板および純鉄材の化学組成は Table 1 に示すとおりである。機械加工によって純チタン板から直径 8 mm、長さ 4 mm の試料、純鉄棒材からは直径 8 mm、長さ 10 mm の試料を採取した。固相接合は純チタン試料の両側を純鉄試料で挟むことで行うこととし、それぞれの接合面をエメリー紙の # 1000 まで機械研磨したのちアルミナ粉を用いるバフ研磨によって鏡面に仕上げ、表面荒さによる接合性の差異を避けた。この接合対

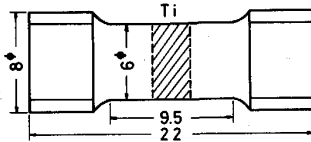


Fig. 1. Tensile specimen for bonding strength test (mm).

を石英棒を介して初期応力 58 MNm^{-2} に加圧し、 $5 \times 10^{-2} \text{ Pa}$ の真空中で高周波誘導加熱によって温度範囲 973 K から 1123 K に加熱することで接合させた。また接合対から Fig. 1 に示すような丸棒引張試験片を機械加工し、引張強度によって接合性を評価した。

接合対の界面の構造は光学顕微鏡、走査電子顕微鏡 (SEM) および透過電子顕微鏡 (TEM) によって観察した。光学顕微鏡による観察は接合対断面を 10% HF と 5% HNO_3 の混合水溶液で腐食することにより行った。また本腐食液による反応相の溶失を避けるために接合対断面を研磨したまま SEM の反射電子像として界面の構造を観察した。TEM 観察のための薄膜試料は CH_3COOH 中に 10% $\text{HC} 10_4$ を含有する電解液を用いた双ジェット研磨法と Ar イオン研磨法を併用して作製した。薄膜試料の透過電子像を観察するとともに、STEM/EDS 法によって界面近傍の元素の分布を測定した。

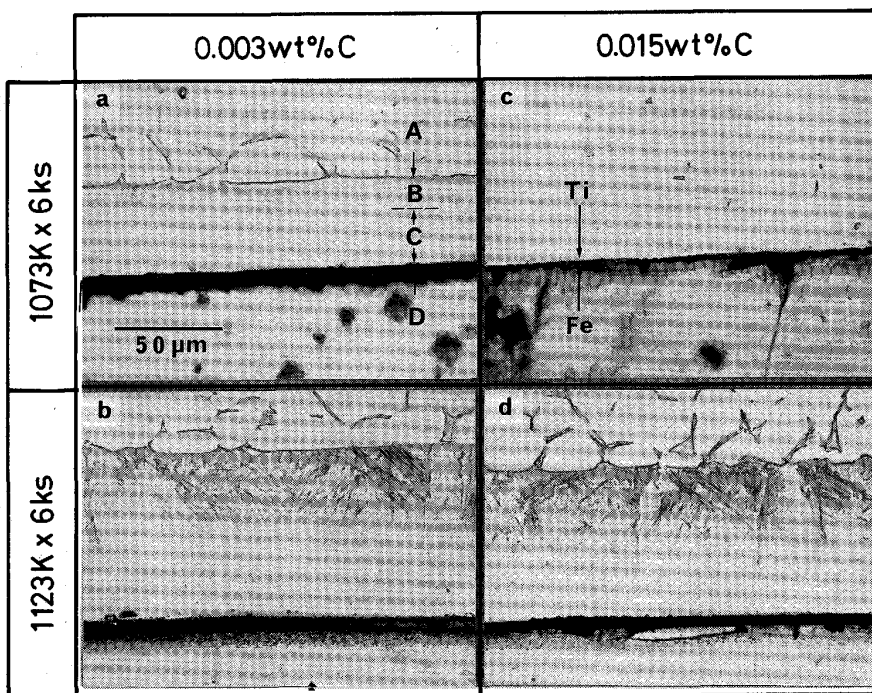
3. 実験結果

3.1 接合界面の構造と金属間化合物の成長

温度 1073 K および 1123 K、時間 6 ks で接合させた

Table 1. Chemical composition of materials used (wt%).

Specimens	C	Si	Mn	P	S	O	N	Al	Fe
Pure-Ti	0.007	—	0.01	—	—	0.095	0.0086	0.01	0.04
Fe-0.003%C	0.003	0.01	0.01	0.01	0.001	0.011	0.0023	—	Bal.
Fe-0.015%C	0.015	0.01	0.01	0.01	0.001	0.003	0.0015	—	Bal.



- A: α -Ti
- B: Martensitic structure
- C: White zone (retained β -Ti)
- D: α -Fe

Photo. 1. Optical microstructure in the vicinities of bonding interfaces.

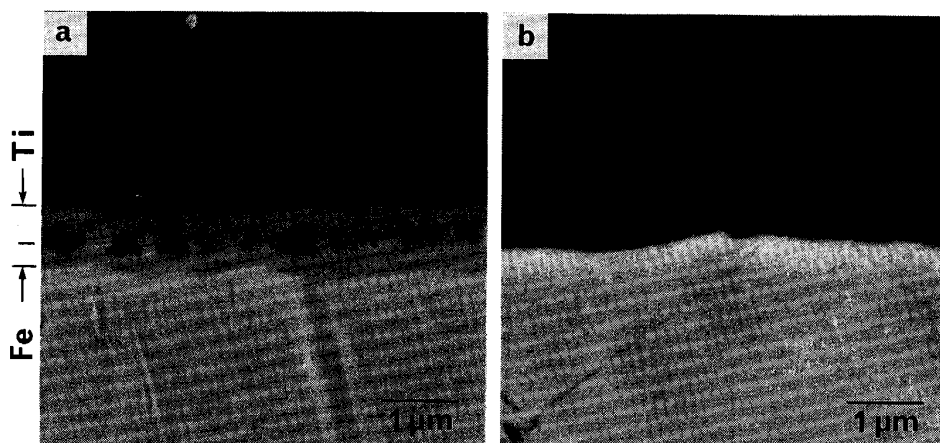


Photo. 2. Back scattered electron image in SEM for (a) Ti/Fe-0.003 wt%C and (b) Ti/Fe-0.015 wt%C pairs bonded at 1073 K for 1.8 ks.

Ti/Fe-0.003 wt%C と Ti/Fe-0.015 wt%C の接合界面の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す. 初期接合界面と思われる部分では金属間化合物が生成していたと考えられるが, 貴な金属である Ti, と, より卑な金属である Fe の界面近傍の Fe 側が選択的に腐食, 溶失したため黒色の像となり, 詳細がわからない. この層に隣接する Ti 側には Photo. 1 a, b に示すように腐食されずに白色を呈する層と, これに接して加熱状態から室温への冷却の過程で β -Ti から α -Ti へマルテンサイト状に変態したと見られる針状組織がある幅をもって観察される. このマルテンサイト状組織は隣接する α -Ti 結晶粒界に沿った部分にも観察され, 接合時の温度 1073 K および 1123 K でこの領域が Fe 原子の Ti 中への拡散によって β -Ti 単相および β/α -Ti 二相状態にあったことを示唆している. しかし, Ti/Fe-0.015 wt%C では Photo. 1 c, d に示すように接合温度 1123 K では上記に示すような変態層は観察されたが, 1073 K 以下の接合温度では変態層の生成は認められなかった.

温度 1073 K, 時間 1.8 ks で接合した接合対の断面を腐食しないで SEM の反射電子像として観察した結果を Photo. 2 に示す. Ti/Fe-0.003 wt%C の接合界面には Photo. 2 a に示すように組成による明暗コントラストの差として金属間化合物 TiFe_2 と TiFe に対応する組織がある幅をもって観察された. しかし, Photo. 2 b に示すように Ti/Fe-0.015 wt%C の接合界面にはこのような金属間化合物に対応するような層は観察されなかった.

光学顕微鏡観察によって得られた接合界面における Ti の β 相に変態した層の幅 (W_{TF}) と SEM の反射像観察によって測定した金属間化合物層の幅 (W_{IM}) の接

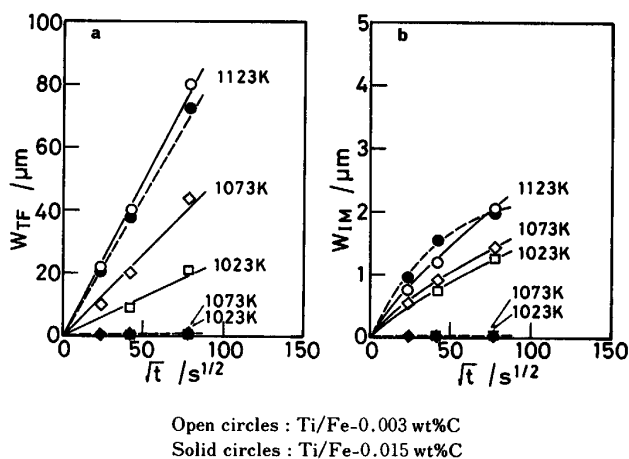
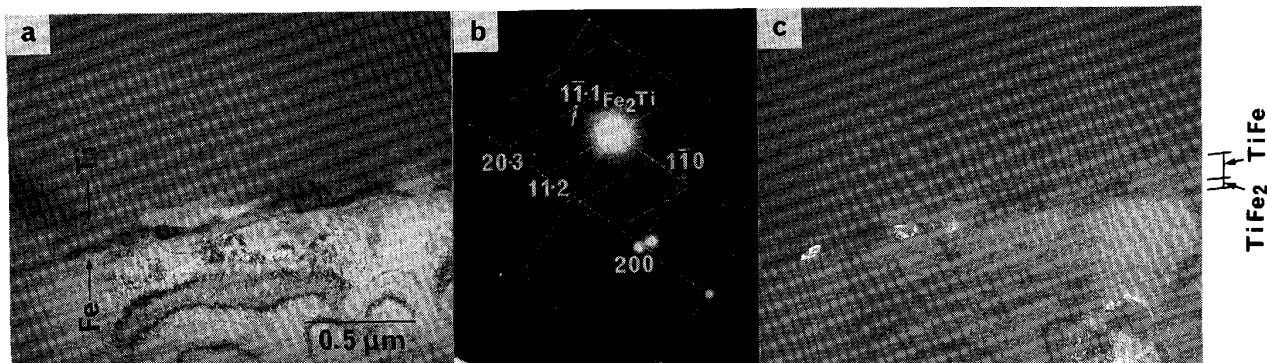


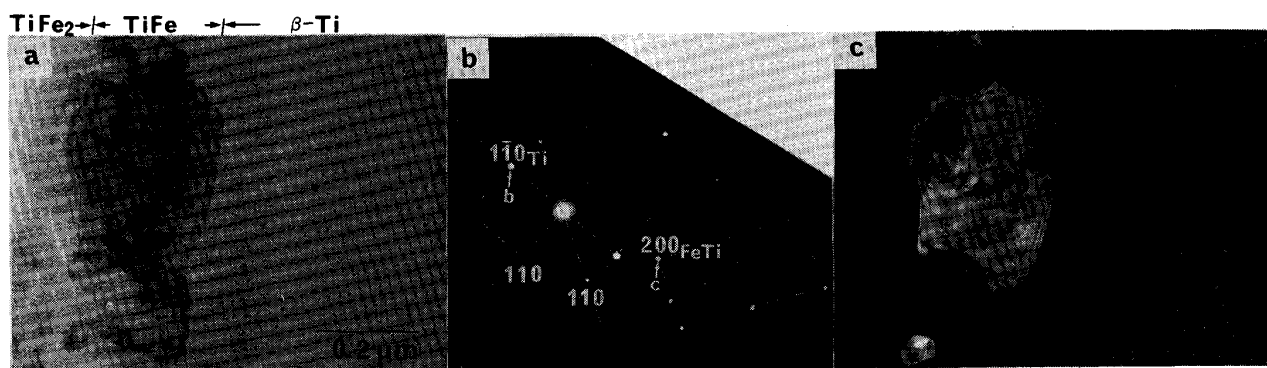
Fig. 2. Growth of (a) β -transformed layer (W_{TF}) and (b) intermetallic compound layer (W_{IM}).

合温度, 時間による変化を Fig. 2 に示す. Ti/Fe-0.015 wt%C 接合対の界面においては接合温度が 1073 K 以下では β 変態層, 金属間化合物層の生成は認められず, 界面での相互拡散が生じていないことを示唆した. Ti/Fe-0.015 wt%C 接合対における β 変態層の生成は接合温度が 1123 K となつてはじめて観察され, その成長速度は Ti/Fe-0.003 wt%C 接合対のそれとほとんど変わらなくなる (Fig. 2 a). β 変態層は Ti/Fe-0.003 wt%C および Ti/Fe-0.015 wt%C 接合対のいずれにおいてもほぼ放物線則に沿って成長し, この成長が拡散に基づくものであることを示している. 一方, 金属間化合物成長についても Fig. 2 b に示すように Ti/Fe-0.015 wt%C 接合対では接合温度が 1123 K となつてはじめて観察され, その成長速度は Ti/Fe-0.003 wt%C 接合対のそれと変わらなくなる. 金属間化合物の成長は時間の平方根に対して直線的ではなく, 成長初期で速くなる挙



a : Bright field image b : Electron diffraction pattern
c : Dark field image using (110)_{TiFe₂} reflection

Photo. 3. TEM observation of Ti/Fe-0.003 wt%C interface bonded at 1123 K for 0.6 ks.



a : Bright field image b : Electron diffraction pattern
c : Dark field image using (200)_{TiFe₂} reflection

Photo. 4. TEM observation of Ti/Fe-0.003 wt%C interface bonded at 1123 K for 1.8 ks.

動を示した。

3.2 反応相の TEM 観察

温度 1123 K, 時間 0.6 ks で接合させた Ti/Fe-0.003 wt%C 接合対の TEM 観察結果を Photo. 3 に示す。

厚さがほぼ 0.15 μm の 2 層になった金属間化合物が観察され, Photo. 3 b の制限視野電子線回折図形および c の暗視野像から α-Fe に隣接して六方晶の TiFe₂ が生成することが明らかとなった。Photo. 4 は温度 1123 K, 時間 1.8 ks で接合させた Ti/Fe-0.003 wt%C 接合対の TEM 観察結果である。制限視野電子線回折図形 Photo. 4 b および暗視野像 c から Ti 側に生成する金属間化合物は立方晶の TiFe であることがわかった。また Photo. 4 b の電子線回折図形は TiFe に隣接する Ti が bcc 結晶構造の β 相であることを示しており, 接合時の 1123 K で生成した β 相が室温への冷却過程で変態しないで β 相のまま残留したことを示唆している。TEM 観察結果はさらに TiFe 層の幅が TiFe₂ に比較して広いこと, TiFe₂ の結晶粒径が 1 μm 以下と非常に微

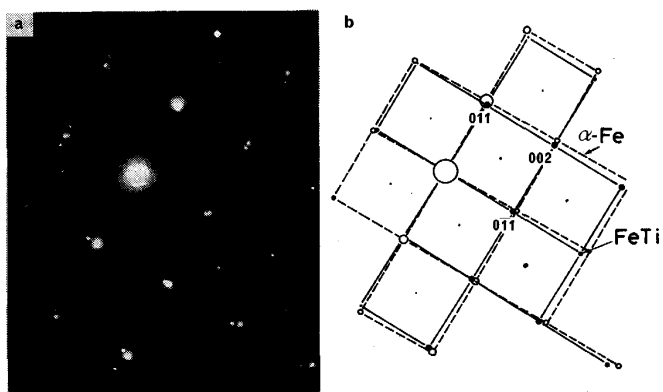


Photo. 5. Electron diffraction pattern from TiFe and α-Fe (a), and its schematic illustration (b).

細であることや, これらの界面が直線的でなく結晶粒の単位で蛇行していることを示している。

TiFe は CsCl 型の金属間化合物であり, Photo. 4 b の電子線回折図形の {200}_{FeTi} 逆格子の中央に {100}_{FeTi} 反射に相当する超格子回折点が観察される。この超格子回折は Photo. 5 に示す温度 1123 K 時間

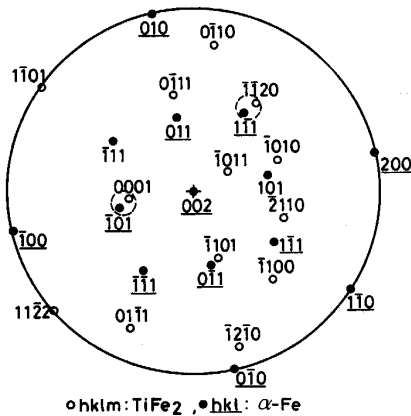


Fig. 3. Stereographic projection representing the crystallographic relationship between $TiFe_2$ and α -Fe analysed by the electron diffraction pattern in Photo. 3 b.

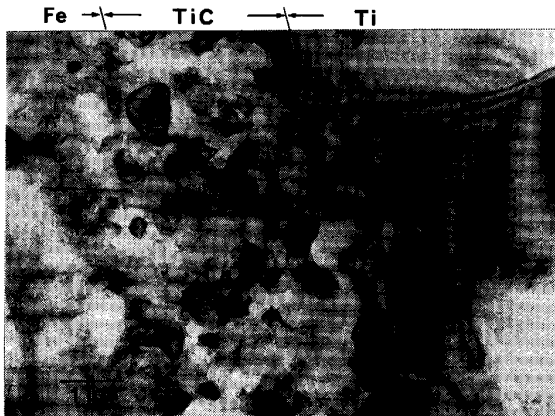


Photo. 6. TEM observation of TiC precipitation along the interface of a Ti/Fe-0.015 wt%C pair bonded at 1073 K for 0.6 ks.

0.6 ks で接合させた Ti/Fe-0.003 wt%C 材の電子線回折図形により明瞭に認められた。この場合、TiFe からの回折図形とともに α -Fe からの回折図形が重なって観察された。TiFe の (110) 面間隔は 0.2097 nm と α -Fe の (110) 面間隔 0.2027 nm よりもわずかに大きいだけであるが、超格子回折から α -Fe と区別でき、TiFe が真に生成していることがわかる。

Fig. 3 は Photo. 3 b の電子線回折図形を基に金属間化合物と $TiFe_2$ と α -Fe の結晶方位関係をステレオ投影によって解析した結果である。TiFe₂ と α -Fe との間に $(0001)_{TiFe_2} // (\bar{1}01)_{\alpha-Fe}$ および $[1120]_{TiFe_2} // [111]_{\alpha-Fe}$ なるいわゆるバーガースの結晶方位関係にあることがわかった。しかし金属間化合物 TiFe と β -Ti との間には特別な結晶方位関係は得られなかった。

一方、Ti/Fe-0.015 wt%C 接合対では Photo. 6 に示すように温度 1073 K で接合したものには接合界面に

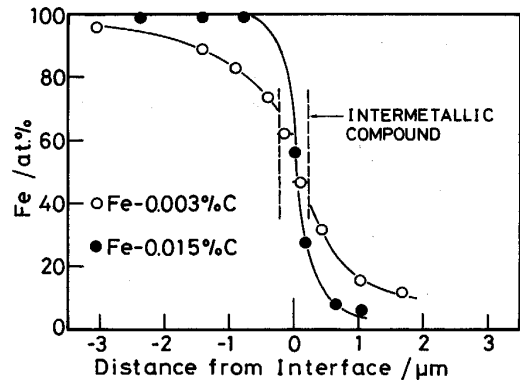


Fig. 4. Distribution of Fe-content in the vicinities of Ti/Fe-0.003 wt%C and Ti/Fe-0.015 wt%C interfaces bonded at 1073 K for 0.6 ks.

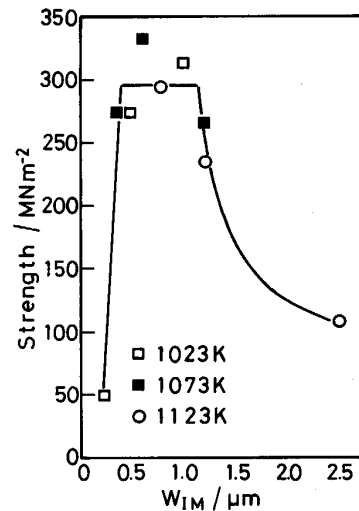
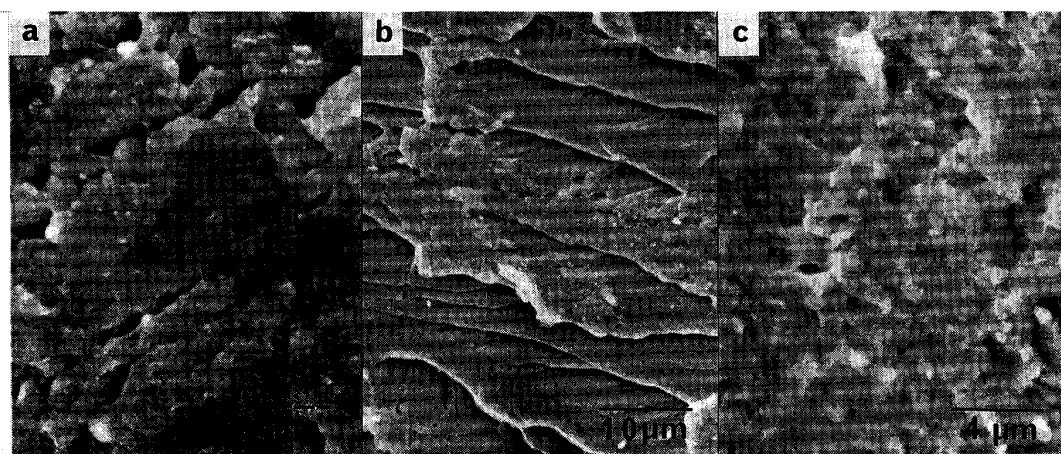


Fig. 5. Relationship between tensile strength and width of intermetallic compound layer (W_{IM}) for Ti/Fe-0.003 wt%C.

沿った TiC の生成が観察され、金属間化合物および β -Ti 相の生成は認められなかった。Fig. 4 は温度 1073 K で接合させた Ti/Fe-0.003 wt%C と Ti/Fe-0.015 wt%C 接合対の薄膜試料の接合界面近傍における Fe 濃度分布を STEM/EDS 法で測定した結果である。Ti/Fe-0.003 wt%C 接合対では金属間化合物層において Fe 濃度がほぼ $TiFe_2$ と TiFe の化学量論的組成になっており、また Ti 中への Fe 原子の拡散および Fe 中への Ti 原子の拡散が生じていることが Fig. 4 の Fe 濃度分布からわかる。一方、Ti/Fe-0.015 wt%C 接合対では TiC 層の両側で Ti 中および Fe 中への相互拡散がほとんど見られない。

3.3 金属間化合物の成長と接合強度

温度 1023 K, 1073 K, 1123 K で時間を変えて接合させた Ti/Fe-0.003 wt%C 接合対の引張強度を $TiFe_2$



a: 1023 K×0.06 ks b: 1123 K×0.06 ks c: 1123 K×6 ks

Photo. 7. Fracture morphology of Ti-side pairs in the Ti/Fe-0.003 wt% C specimens after tensile test.

と TiFe を合わせた金属間化合物層の幅で整理した。Fig. 5 の結果は接合性を表す引張強度が接合温度や時間によらず、金属間化合物層の幅に依存していることを示している。すなわち、接合初期で金属間化合物層の幅が狭い状態では接合強度が低く、幅が 0.3-1.2 μm の範囲で接合強度が最大となり、さらに金属間化合物層が成長すると接合強度が低下する。Photo. 7 は接合対の引張破断後の Ti 側の破面を SEM で観察した結果である。温度 1023 K、時間 0.06 ks で接合したものは相互拡散が不十分であり、Photo. 7a の中央部に見られるような平坦な破面形態を示し、破壊が主に元の接合界面で剝離状に発生していることがわかる。接合温度を 1123 K に上昇させると Photo. 7b のように 1 μm 以下の微細な粒状結晶での破壊を示す部分と、さらに Ti 側に入った部分で鉄および鋼のへき開破面に特有なリバー模様を示す破面形態が観察される。微細な粒状結晶は Photo. 3 a の TEM 観察結果から判断して金属間化合物 TiFe₂ であり、脆弱な Laves 相である TiFe₂ で破壊したことを示している。またリバー模様を特徴とするへき開破壊の発生は TiFe に接する Ti が体心立方構造である残留 β 相となっていることを示す TEM 観察結果 (Photo. 4) と一致する。しかし接合時間が増加し、温度 1123 K、時間 6 ks で接合したものでは Photo. 7c に示すように破面は微細な粒状結晶での割れを示しており、破壊は主に脆弱な TiFe₂ 層で発生するようになる。

4. 考 察

4.1 反応相の生成と成長

Ti-Fe 二元状態図は本実験のように Ti の β 変態点と

共析点の温度範囲で Ti と Fe を接合させると相互拡散によって Fe を固溶した α-Ti、α/β 二相領域、および Fe を多量に固溶した β-Ti 領域や TiFe、TiFe₂ 金属間化合物層および Ti を固溶した α-Fe を生じることを示している。事実、Ti/Fe-0.003 wt% C 接合対では Photo. 1 に示したように β-Ti から冷却の過程でマルテンサイト状に変態した領域や Photo. 3 に示したように β 相が残留した領域が観察され、この領域が接合時には β 相に変態していたことがわかる。Ti-Fe 二元状態図はまた β 変態層が冷却の過程で共析点を通ると金属間化合物と α-Ti に共析分解することを示している。事実、著者らが同様な方法で実験を行った Ti/Ni 接合対では、この β 変態層は冷却の過程で共析分解を起こした³⁾。この冷却過程での変態挙動は試料の冷却速度 (本実験では 773 K までの冷却速度がほぼ 10 K/s) に依存すると考えられるが Ti-Fe 二元系の共析温度は 863 K であり、Ti-Ni 二元系の共析温度 1043 K と比較して非常に低く、拡散を伴う共析変態が抑制され、高濃度に Fe を固溶した領域で β 相の残留、低 Fe 濃度域でマルテンサイト変態を生じたものと考えられる。

Photo. 1 の光学顕微鏡組織において腐食されずに白色層として観察される部分は残留 β 層に対応するものであろう。

金属間化合物層については Photo. 2 に示したように二種類のものが層状に観察され、Photo. 3, Photo. 4 の TEM 観察から Ti 側に TiFe、Fe 側に TiFe₂ が生成することが判明した。TiFe は CsCl 型の金属間化合物であり、その格子定数は 0.2976 nm と α-Fe の格子定数、0.2886 nm に比較してわずかに大きいだけであるが、

Photo. 5 に示したように超格子反射を生じることから TiFe の生成と断定することができる。TiFe₂ は Laves 相として知られている六方晶の金属間化合物であり、Fig. 3 の電子線回折図形のステレオ解析から TiFe₂ に接する α -Fe とパーガースの結晶方位関係を示すことが判明した。この結果は TiFe₂ が Ti 原子の Fe 試料中への拡散によって生成したことを示唆している。一方、TiFe とこれに接する β -Ti との間には特定な結晶方位関係は得られなかったが、Fig. 4 に示した Ti/Fe-0.003 wt% C 接合界面の元素濃度分布は均等な相互拡散の状況を示しており、Ti 中への Fe 原子の拡散、Fe 中への Ti 原子の拡散によって TiFe₂ が生成したことが推測される。これは Ti が最密充填構造の hcp α 相から Fe 原子の拡散によって α -Fe と同様の bcc β 相に変態することに関連している。事実、 β -Ti 中の Fe 原子の拡散係数は 1073 K で $2.4 \times 10^{-13} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ であり⁹⁾、 α -Fe 中の Ti 原子の拡散係数¹⁰⁾ $7.8 \times 10^{-14} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ と三倍程度の差しかない。

Ti の β 相に変態した領域は Fig. 2 a に示すように平方根則にしたがって成長し、 β 変態層が相互拡散によって成長するものであることを示している。しかし、 β 変態層の成長は β -Ti 中での Fe の拡散係数から予測されるよりもかなり遅い。VALILEFF ら¹¹⁾ の多相からなる層を横切る拡散の計算によれば相界面の移動速度は最も拡散が遅い相や相界面での平衡濃度分配に律速される。辻の研究⁷⁾ によると本実験の温度範囲において、TiFe および TiFe₂ 中の拡散係数は β -Ti および α -Fe 中の拡散係数に比較して一桁から二桁も小さい。また、 α -Ti 中の拡散係数は NAKAJIMA らの単結晶実験では β -Ti での値に近いが¹²⁾、KORNELUK らの多結晶での結果では一桁程度小さく¹³⁾、これら拡散の遅い相の存在が β 変態相の成長を律速しているものと思われる。

金属間化合物相の成長は Fig. 2 b に示したように時間の平方根に対して直線的でなく、成長初期で速くなる挙動を示す。このような挙動は南埜ら⁸⁾ も報告しており粒界拡散が原因であると推定している。しかし本実験の TEM 観察では α -Fe および β -Ti 結晶粒界に沿った金属間化合物の成長は見られなかった。いずれにしてもこの Ti-Fe 金属間化合物の成長速度は著者ら¹⁴⁾ および小溝ら¹⁵⁾ の報告と同様に Ti/Ni 接合対における Ti-Ni 金属間化合物の成長速度に比較して非常に遅い。Ti/Ni 接合対では金属間化合物として TiNi₃、TiNi、Ti₂Ni が生成する。BASTIN ら¹³⁾ によると TiNi 中での拡散係数は辻⁷⁾ が求めた Ti-Fe 金属間化合物中での拡散係数よりも二桁ほど大きい。また、二元状態図⁴⁾ を比較すると、

α -Ti 中の Fe 固溶度は Ni 固溶度に比べて大きく、 β -Ti/ α -Ti 相界面における濃度勾配が小さくなる。これらが原因となって Ti-Fe 金属間化合物の成長速度が遅くなるものと考えられる。

Ti/Fe-0.015 wt% C 接合対では 1073 K 以下の接合温度で変態層や金属間化合物の生成は見られなかった (Fig. 2)。この接合対には Photo. 4 に示したように接合界面に沿って TiC の生成が見られ、これが相互拡散を阻害している (Fig. 4)。古くは、DAVIS ら¹⁷⁾ も Nimonic 90 合金の拡散接合において、接合界面に生成する Ti (C, N) が相互拡散を阻害することを報告している。また、最近では、桃野らが¹⁸⁾ Ti と高炭素濃度の球状黒鉛鋳鉄との拡散接合において金属間化合物よりも生成自由エネルギーが低い TiC が初期に生成し、相互拡散を阻害することを報告している。このような接合対界面における TiC の生成挙動の詳細については明らかでないが、高温において Fe 中の炭素の固溶度が増加し、TiC が生成しにくくなることが 1123 K において再び相互拡散を生じ、 β 変態層や金属間化合物層の生成を惹起すると考えてよいであろう。

4.2 金属間化合物の成長と接合強度

互いに全率固溶し、接合界面に異相を生じない接合対では、一般に接合時間が長くなると接合強度も増加する。しかし、Ti/Fe 接合対のように接合界面に脆い金属間化合物を生成する場合には、Fig. 5 に示したように接合の初期には強度が低く、適当な時間範囲で強度が高くなり、時間の増加とともに再び強度が低下するという挙動を示す。接合の初期には Photo. 7 a に示すように破壊がほぼ界面で剝離したようになっており、接合が不十分であることを示している。接合条件が 1123 K \times 0.6 ks では金属間化合物層が 0.8 μm 程度に成長するが薄いため塑性拘束の効果によって接合強度が増加する。さらに接合時間が増加した場合、三軸応力の発生による金属間化合物層での変形と、脆性破壊によって強度が低下することを Photo. 7 c は示している。この場合、 α -Fe と TiFe₂ との結晶方位関係や (Fig. 3)、相互拡散挙動 (Fig. 4) から初期の界面が金属間化合物の中央すなわち TiFe₂/TiFe 界面に位置すると考えられ、したがって初期接合界面の性状が金属間化合物の破壊に大きく関与することが予想される。しかしいずれにしても、Fig. 5 の結果は金属間化合物が生成するような Ti/Fe 接合対でも、接合条件を適当に選び金属間化合物の成長を抑制すれば、300 MNm⁻² と純鉄の引張強度に近い接合強度が得られることを示している。

5. 結 言

(1) 純チタンと純鉄の拡散接合界面には、相互拡散によって α -Ti の β -Ti への変態や、金属間化合物 TiFe、TiFe₂ の生成を伴う。

(2) β 変態層は冷却の過程において、Fe を高濃度を含む領域は β 相のまま残留し、Fe 濃度が低い領域は α' -Ti にマルテンサイト変態する。

(3) 金属間化合物 TiFe₂ と α -Fe とがバーガースの結晶方位関係を示すことや接合界面における Ti と Fe の濃度分布から TiFe/TiFe₂ 界面を元の接合界面として相互拡散が生じていることが推定された。

(4) 純鉄に炭素を 0.015 wt% 含有する場合、接合温度が 1073 K 以下では β 変態層や金属間化合物層の生成は見られない。この場合、接合界面に沿って TiC の生成が認められ、これが相互拡散を阻害する。接合温度が 1123 K 以上になると TiC が生成しにくくなり、 β 変態層や金属間化合物の生成が見られるようになる。

(5) Ti/Fe-0.003 wt%C 接合対の強度は金属間化合物層の厚みに依存し、接合初期には相互拡散不十分のため強度は低い。金属間化合物相の厚みが 0.4 から 1.2 μm の範囲ではほぼ 300 MNm⁻² の強度を示すようになり、これ以上成長すると再び強度が低下する。

文 献

1) J. A. MA and C. WRIGHT, Jr.: *Met. Progress*, 77 (1960), p. 76

2) 小山吉郎, 遠藤良幸, 相沢 実, 鈴木 建: 日本製鋼技報, 16 (1964), p. 54
 3) S. HINOTANI and Y. OHMORI: *Trans. Jpn. Inst. Met.*, 29 (1988), p. 116
 4) M. HANSEN: *Constitution of binary alloys*, 2nd ed. (1958), p. 725 [McGraw Hill Book Co.]
 5) 平野賢一, 一法師康武: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 815
 6) 吉原征二郎, 川並高雄, 鈴木堅市: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 671
 7) 辻 新次: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 844
 8) 南埜宜俊, 山根寿己, 大西宏和, 高橋知司: 高温学会誌, 12 (1986), p. 189
 9) G. B. GIBBS, D. GRAHAM and D. H. TOMLIN: *Phil. Mag.*, 8 (1963), p. 1269
 10) Y. ADDA and J. PHILIBERT: *La diffusion dans les solides*, 2 (1966), p. 1171 [Press Universitaires de France]
 11) H. D. VASILEFF, R. SMOLUCHOWSKI and L. S. CASTLEMAN: *Nucl. Sci. Eng.*, 4 (1958), p. 209
 12) H. NAKAJIMA, M. KOIWA and S. ONO: *Scr. Metall.*, 17 (1983), p. 1431
 13) L. G. KORNELUK, L. M. MIRSKY and B. S. BOKSHEIN: *Titanium Science and Technology*, ed. by R. I. JAFFE and H. M. BURTE (1973), p. 905 [Plenum Press, New York, London]
 14) S. HINOTANI and Y. OHMORI: *Proc. of MRS International Meeting on Advanced Materials (Symposium F, Joints of Metals and Ceramics)* (1989)
 15) 小溝裕一, 村山順一郎, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1832
 16) G. F. BASTIN and G. D. RIECK: *Metall. Trans.*, 5 (1974), p. 1827
 17) R. J. DAVIES and N. STEPHENSON: *British Welding J.*, 9 (1962), p. 139
 18) 桃野 正, 円城敏男, 池内建二: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1590