

論 文

鉄鋼のチタンとの拡散接合性に及ぼす
炭素の影響桃野 正*・圓城 敏男*²・池内 建二*²Effect of Carbon Content on the Diffusion Bonding of Iron and Steel to
Titanium

Tadashi MOMONO, Toshio ENJO and Kenji IKEUCHI

Synopsis:

A commercially pure titanium has been diffusion-bonded to iron and steels of various carbon contents; low carbon steel with 0.01%C(ULC), mild steel with 0.19%C(S20C) and spheroidal graphite cast iron with 3.75%C(FCD). The tensile strength of joints bonded below 900°C was hardly influenced by the carbon content, and increased with the rise in bonding temperature. Above 900°C, however, the strength of the Ti-to-ULC joint showed a constant value, that of the Ti-to-S20C joint decreased, and that of the Ti-to-FCD increased with the rise in bonding temperature. The interlayer forming along the bond interface consisted only of TiC in the Ti-to-FCD joint and of TiFe and TiFe₂ in the Ti-to-ULC. Since Ti and Fe diffused over much longer distances in the Ti-to-ULC than in the Ti-to-FCD, the TiC layer may be considered to interfere with the interdiffusion of Ti and Fe, and consequently to suppress the formation of TiFe and TiFe₂ which decrease the joint strength more seriously than TiC. The interlayer in the Ti-to-S20C consisted of TiC as well as TiFe and TiFe₂. The coexisting carbide and intermetallic compounds in the interlayer, seems to reduce the joint strength to a more extent than those formed individually.

Key words: diffusion bonding; composite material; titanium; carbon steel; cast iron; intermetallic compound; joint strength; carbide; diffusion.

1. 緒 言

近年クラッド鋼板の量産技術の開発にともなつて、その利用分野は石油精製や化学工業をはじめ、ダムゲートや船体に至るまで拡大されてきた¹⁾。またクラッド鋼の製造法には熱間圧延²⁾、爆着圧延³⁾、肉盛圧延⁴⁾⁵⁾、鑄込圧延⁶⁾、拡散接合⁷⁾などがあり、接合強度の向上のため種々の改良がなされてきた。中でも鉄鋼材料とチタンの複合材料として広く用いられているチタンクラッド鋼は、熱間圧延と爆着圧延によつて製造されている。しかし一般に鉄鋼とチタンとの接合では、拡散によつて脆弱な金属間化合物層が形成される⁸⁾⁹⁾ことから、各種インサート材の検討がなされてきた¹⁰⁾。

これに対し鉄鋼とチタンとを直接接合した場合は、そのせん断強さに大きなばらつきが認められ¹⁰⁾、また継手の引張強さに及ぼす接合温度の影響は、必ずしも明ら

かではない。

例えば ARATA ら¹¹⁾は SS 41 とチタンを直接接合した結果、接合温度 800~920°C の範囲で最大の接合強さを示すことを報告しているが、島崎ら⁸⁾は加熱温度の上昇にともなつて接合強さが向上することを示している。

このように鉄鋼とチタンを直接接合した場合、接合強さに大きな相違が生ずる一因として、接合界面における金属間化合物層の種類や分布形態の影響が考えられる。本研究は以上の観点から、チタンクラッド鋼製造過程における接合因子の中でも特に母材鉄鋼中の炭素量に着目し、界面に形成される炭化物および Fe-Ti 化合物の形態と接合強度との関係を、拡散接合法¹²⁾¹³⁾によつて明らかにすることを主なねらいとした。

2. 実 験 方 法

接合に供した母材の化学組成を Table 1 に示す。鉄

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 11 月 4 日受付 (Received Nov. 4, 1986)

* 室蘭工業大学 工博 (Muroran Institute of Technology, 27-1 Mizumoto-cho Muroran 050)

*² 大阪大学溶接工学研究所 工博 (Welding Research Institute, Osaka University)

基合金としては炭素量が特に低い極軟鋼 (ULC), S20C 材およびフェライト地球状黒鉛鑄鉄 (FCD) の 3 種を用い, チタン (Ti) は工業用純 Ti (TB 35C) を用いた。

実験に用いた拡散接合装置の概略図を Fig. 1 に示す。各母材を $14\phi \times 20\text{ mm}$ に旋盤加工後, 端面を #240 (1 M) エメリー紙によつて切削痕が消失するまで研磨し, 脱脂した後ステンレス鋼製ワイヤブラシ (ワイヤ径: 0.3 mm, ワイヤ長さ: 20 mm) にて接合面をブラッシング

Table 1. Chemical composition of base metals used (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Mg
ULC	0.01	0.26	0.19	0.011	0.008	—
S20C	0.19	0.07	0.72	0.026	0.026	—
FCD	3.75	3.00	0.13	0.038	0.010	0.042

	Fe	N	O	H
Ti	0.12	0.0065	0.126	0.0035

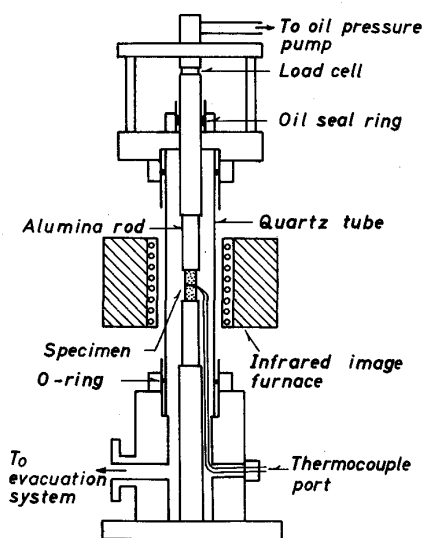


Fig. 1. Schematic drawing of diffusion bonding apparatus.

した。なお接合の際はブラッシングの線状痕が直交するように端面を突き合わせてセットした。

接合雰囲気は 10^{-4} Torr 台の真空とし, 試料への加圧は油圧ポンプにより行い, 圧力は小型ロードセルにより検出した。試料の加熱には赤外線反射炉を用い, 加熱速度は 1°C/s で一定とし, 所定の温度に到達後の経過時間を接合時間とした。なお本実験においては接合圧力は 0.15 kgf/mm^2 , 接合時間 30 min で一定とした。

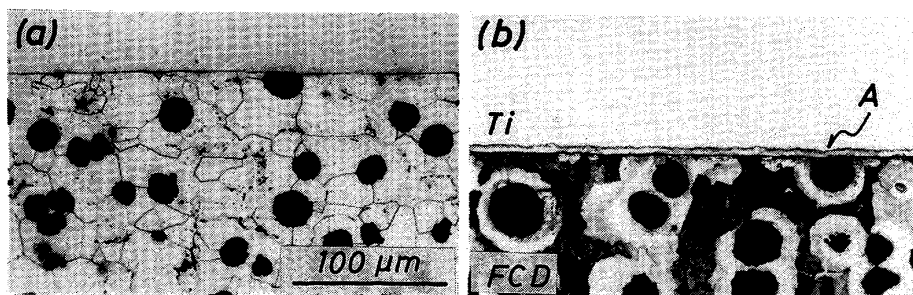
接合継手強さは, 接合界面に対し直角方向に引張試験を行つて求めた。試験片の形状は平行部が $7\phi \times 15\text{ mm}$ とし, クロスヘッド速度は 1.0 mm/min とした。

X線解析は上記の引張試験後の破面からの回折線について行つた。用いた特性X線は Cu の K_α 線である。なお継手の破断はすべて接合界面近傍で生じたことから, 接合界面近傍の化合物層と母材の両方の回折線が得られることとなる。

3. 実験結果

3.1 FCD/Ti の接合結果

Photo. 1 に FCD/Ti 接合部近傍の光学顕微鏡組織を示す。(a) は 800°C , (b) は 1000°C で接合した結果であり, 腐食は FCD 側のみ行つた。(a) では接合界面に著しい化合物層の形成は認められないが, (b) では矢印 A で示すように厚さ $4\sim 5\text{ }\mu\text{m}$ の化合物層が観察される。この層を引張破面について X線解析した結果を Fig. 2 に示す。なお破断は接合界面近傍であり, その破面はほぼ平滑であつた。図のように, Fe-Ti 系の金属間化合物層の回折線は全く観察されないが, FCD 側では母相の $\alpha\text{-Fe}$ の他に TiC による回折線が認められ, Ti 側では FCD 側よりも高い強度の TiC による回折線が認められる。このように TiC の回折線が FCD および Ti 側のいずれの破面においても認められることは, 破断が TiC 層内および TiC と母材との界面で生じたことを示しており, TiC 層が接合強さに重要な影響を及ぼして



(a) Bonding temperature $T_B=800^\circ\text{C}$ (b) $T_B=1000^\circ\text{C}$

Photo. 1. Microstructures of FCD/Ti joints.

いることを示している。また Ti 側の回折ピークが高いことから、Ti/TiC 間の接合強度が FCD/Ti のそれよりも高いと推察される。

TiC 層の厚さの温度変化を調べるために、Fig. 2 で得られた TiC (111) 面からの回折線の強度と接合温度と

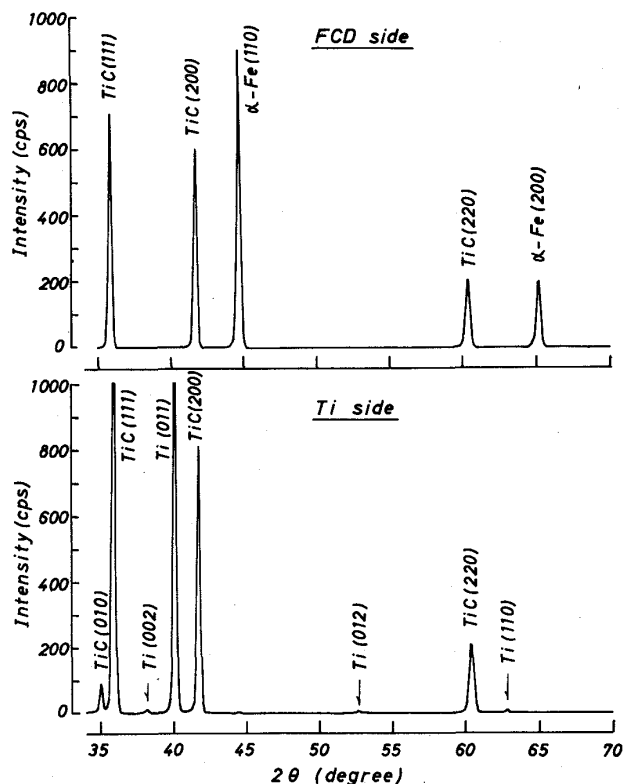


Fig. 2. X-ray diffraction patterns from fractured surfaces of a FCD/Ti joint bonded at 1 000°C.

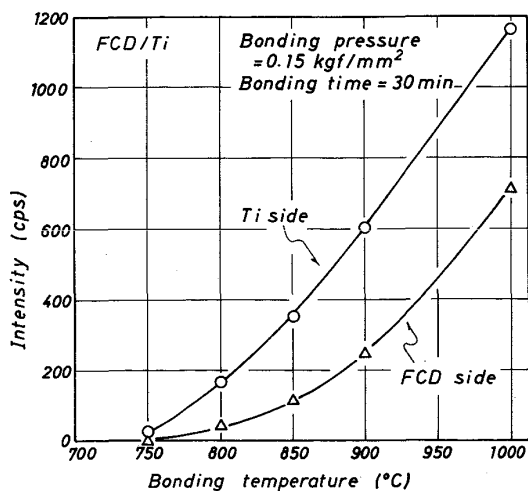


Fig. 3. Effect of bonding temperature on the peak height of 111-TiC diffraction line from fractured surfaces of FCD/Ti joints.

の関係を調べた。その結果、Fig. 3 に示すように Ti および FCD のいずれの破面においても温度の上昇にともなう TiC の回折線の強度は増加し、TiC の層の厚さが接合温度の上昇とともに厚くなることを示している。

Fig. 4 は 1 000°C で接合した試料の界面近傍における EPMA 分析の結果である。ただし分析は界面に対して直角方向に行った。Fig. 4 より接合界面では C 濃度が高くなっている。しかし Fe 中への Ti の拡散あるいは Ti 中への Fe の拡散は、後述の ULC/Ti の場合 (Fig. 7 参照) と比べて極めて少ないことがわかる。このことは Ti および Fe の相手側母材中への拡散侵入が、TiC 層によつて妨げられることを示している。

接合継手強さに及ぼす接合温度の影響を、引張試験に

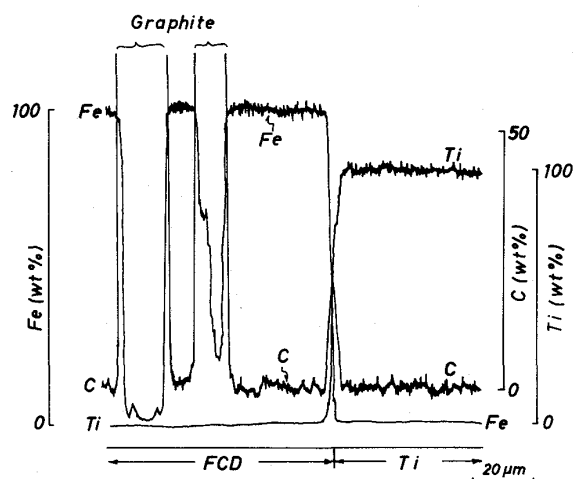


Fig. 4. EPMA line-scanning profiles across the bonding interface of a FCD/Ti joint bonded at 1 000°C.

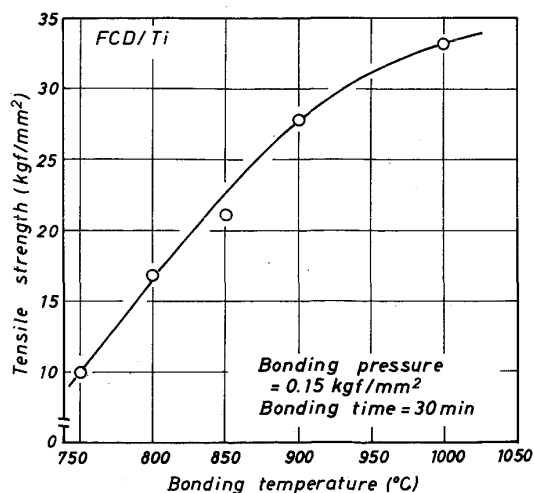


Fig. 5. Tensile strength of FCD/Ti joints as a function of bonding temperature.

よって求めた結果を Fig. 5 に示す。破断はすべて接合界面近傍で生じたが、その強度は 900°C 近くまでは温度の上昇とともに増加した。このことは Fig. 3 の結果を考え合わせると、TiC 層の厚さの増加が必ずしも接合強さの低下には、つながらないことを示している。ただし破断がすべて接合界面近傍で生じ、また温度上昇に伴う接合強さの増加が 900°C 以上で飽和する傾向のみられることは、FCD/Ti の継手の引張強さが、TiC 層あるいは TiC 層と母材との界面の強さによって支配され、母材の強さ程度に達することは難しいことを示唆している。

なお本実験に用いた FCD 試料は、Si を 3.00% 含むことから、TiC 層あるいは母材 Ti 中への Si の拡散の影響が考えられる。しかし Fig. 2 に示したように、TiC 層の X 線回折ピークのシフトや Ti-Si 系化合物相は認められなかった。

3.2 ULC/Ti の接合結果

Photo. 2 に ULC/Ti 接合部近傍の光学顕微鏡組織を示す。(a) は 800°C、(b) は 900°C、(c) は 1000°C で接合した結果であり、(b)、(c) では Ti 側の腐食も行つた。(a) では接合界面に化合物層は認められないが、 β -Ti の温度域で接合した (b)、(c) の場合は、界面に化合物層の形成が認められるとともに、Ti 側に明瞭な組織の変化が観察される。例えば Photo. 2 (c) において接合界面は記号 C で示される位置であり、黒色の薄い化合物層が認められる。また Ti 側では記号 D で示される幅で白色の腐食されない領域が現れる。これは後に示す X 線解析および EPMA 分析の結果で明かなように、Ti 中へ Fe が拡散した結果生じた β -Ti 相であり、きわめて高い硬さ（母材 Ti の HV が 170 であるのに対し、 β -Ti は Fe 側で 463、 α -Ti 側で 365）を有している。また記号 E で示す部分は Widmanstätten 状組織であり、接合後の冷却過程において、BCC から HCP への変態に伴って生じたと考えられる。なお Photo. 2 (b) に示すように、接合温度が低い場合は、これらの相の幅は小

さくなる傾向が認められる。このことは島崎ら⁸⁾が報告しているように、接合温度の上昇にともなつて白色層の幅が増大する結果と傾向が一致する。

Fig. 6 は 1000°C で接合した試料の X 線解析の結果である。ULC 側では母材の α -Fe の他に TiFe_2 、 TiFe 、 α -Ti、 β -Ti による回折線が認められるが、TiC による回折線は認められない。また Ti 側では α -Ti、 β -Ti の他に、比較的高い強度の TiFe と、低い強度の TiFe_2 相による回折線がみられる。このことから接合界面では、ULC 側に TiFe_2 、Ti 側には TiFe が形成され、これに隣接する母材 Ti の一部は β -Ti になつているものと考えられる。Fig. 6 より明かなように、 TiFe 、 TiFe_2 、および β -Ti の回折線が ULC 側および Ti 側のいずれの破面にも認められることは、この継手の破断が TiFe

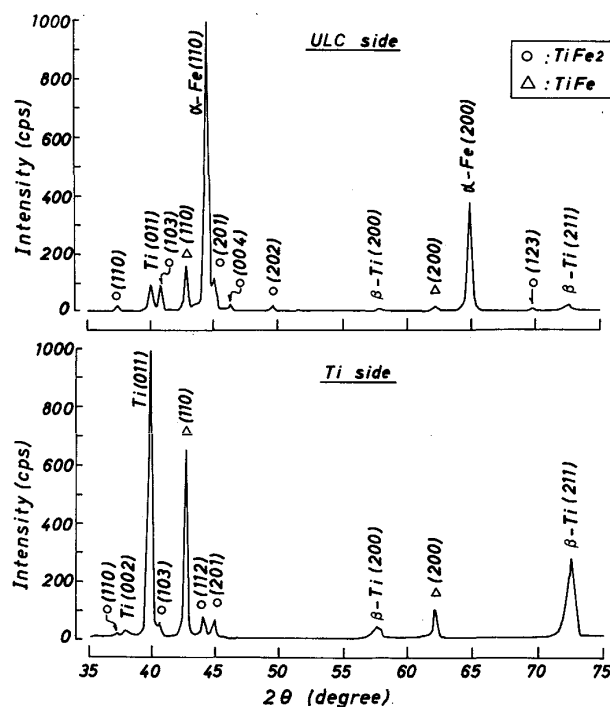


Fig. 6. X-ray diffraction patterns from fractured surfaces of a ULC/Ti joint bonded at 1000°C.



(a) $T_B=800^\circ\text{C}$ (b) $T_B=900^\circ\text{C}$ (c) $T_B=1000^\circ\text{C}$

Photo. 2. Microstructures of ULC/Ti joints.

および TiFe_2 の化合物層中あるいは一部 $\beta\text{-Ti}$ 相中で生じたことを示唆している。すなわち、この継手の強さは Fe-Ti 系の金属間化合物層中および $\beta\text{-Ti}$ の領域の強さによつて支配されているものと考えられる。

以上に述べた X 線解析の結果と接合界面近傍の組織との関係を明瞭にするために、 1000°C で接合した試料の界面近傍の EPMA 分析を行った。Fig. 7 は分析結果の一例である。C は検出し得る程度の濃度変化はみられないが、Ti 中への Fe の拡散は極めて明瞭に認められる。Ti 中への Fe の侵入領域は Photo. 2 (b), (c) で示した白色層にはほぼ対応しており、また Fe が β 相安定化元素であることを勘案すると、この白色層は $\beta\text{-Ti}$ に対応するものと思われる。しかし $\beta\text{-Ti}$ 相と他の相の境界位置は明瞭に判別できなかった。また ULC 中への Ti の拡散もわずかに認められ、図中の B で示す領域にわたって生じている。この拡散幅は Photo. 2 (c) で示した記号 B の部分に対応している。Fe-Ti 平衡状態図¹⁴⁾ から明らかなように、接合温度 1000°C で TiFe_2 に隣接して形成される相は、Ti を 2~7% 含む $\alpha\text{-Fe}$ 相であり、

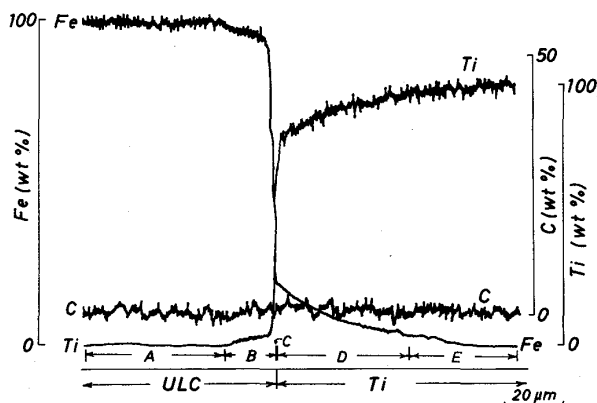


Fig. 7. EPMA line-scanning profiles across the bonding interface of a ULC/Ti joint bonded at 1000°C . Symbols A ~ E correspond to those in Photo. 2 (c).

記号 B の領域がこの $\alpha\text{-Fe}$ 相に対応するものと考えられる。なお TiFe_2 および TiFe 層の幅は検出できなかったが、これは厚さが電子線のビーム径に比べて小さいためであろう。

Fig. 8 は接合試料の引張強さと接合温度との関係である。図のように 900°C 付近までは接合温度の上昇にともなつて引張強さはしだいに増加するが、 900°C 以上ではほぼ一定となつた。このように継手の強さが 900°C 以上で飽和するのは、X 線解析の結果に示されるように、Fe-Ti 系の金属間化合物層や $\beta\text{-Ti}$ 領域の強さによつて、継手の強さが支配されるためで、これらが継手の強さを低下させる効果は TiC よりも強いものと考えられる。なぜなら、TiC のみの形成される FCD/Ti の継手では、 900°C 以上でも強さは温度の上昇と共に増加し、飽和しないからである。ただし 900°C 付近までの引張強さの向上は、主として界面における微小ボイドの消滅¹⁵⁾ に起因することが、引張破面の SEM 観察より推察された。すなわち、接合温度の上昇にともなつて、接合

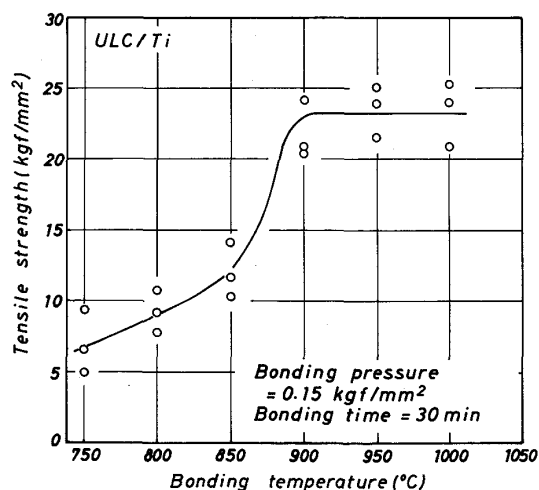
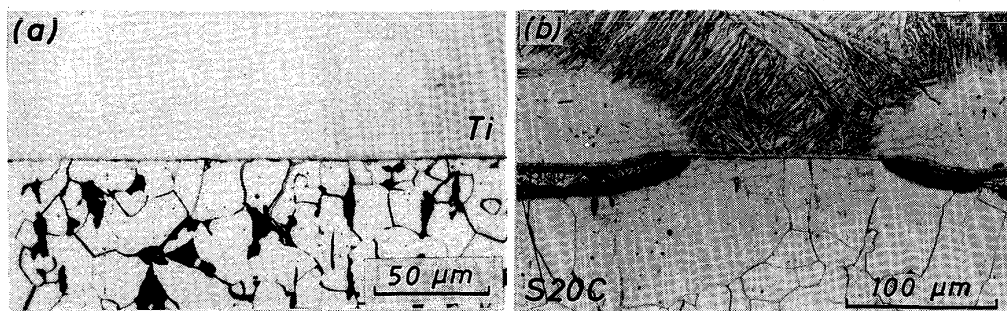


Fig. 8. Tensile strength of ULC/Ti joints as a function of bonding temperature.



(a) $T_B=880^\circ\text{C}$ (b) $T_B=1000^\circ\text{C}$
Photo. 3. Microstructures of S20C/Ti joints.

界面における未接合部（ワイヤブラシによる条痕）の占有率が減少することが認められた。

3.3 S20C/Ti の接合結果

Photo. 3 に S20C/Ti 接合部近傍の光学顕微鏡組織を示す。(a) は 880°C, (b) は 1000°C で接合した結果であり、腐食は (a) では S20C のみを、(b) では S20C と Ti の両方を行った。(a) では接合界面に不連続な黒色層が点在し、界面近傍のパーライトが消失しているのが認められる。すなわち脱炭層が生じている。これに対し (b) では、S20C 側では広い範囲にわたって脱炭層が生じ、接合界面における化合物層の生成形態が著しく不均一である。すなわち、直線的な化合物層と Widmanstätten 状組織とが隣接している部分 (Photo. 3 (b) 中央部)、および ULC/Ti の接合例と同様に Ti 側に白色層が形成された部分 (Photo. 3 (b) の両側) とから構成されている。このような組織は試料の接合面全体にわたって観察された。

Fig. 9 は 1000°C で接合した継手を引張試験後の破面の X 線解析結果である (破断位置は接合界面近傍)。S20C 側では母相の α -Fe の他に TiC, TiFe₂, TiFe による回折線が認められ、Ti 側では α -Ti の他に TiC, TiFe による回折線が認められている。このことから S20C/Ti の接合界面には TiC の形成された部分と、TiFe₂, TiFe 化合物の形成された部分とが同一面上に島

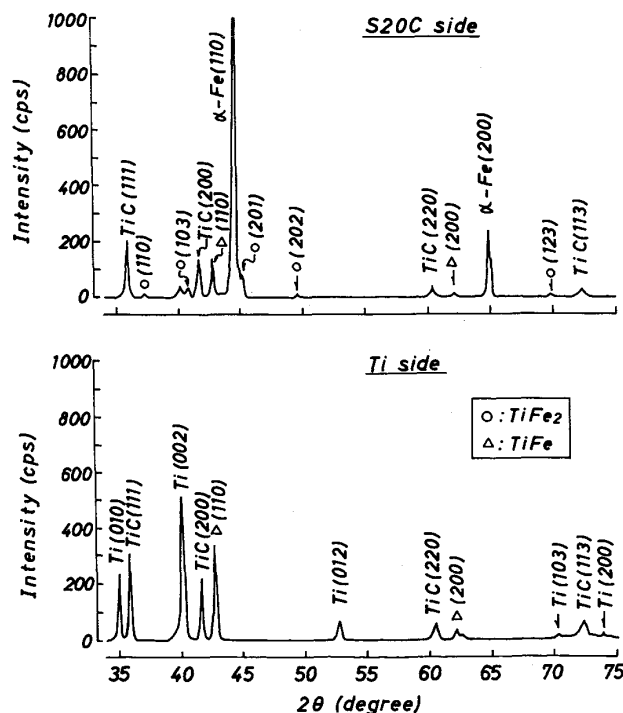


Fig. 9. X-ray diffraction patterns from fractured surfaces of a S20C/Ti joint bonded at 1000°C.

状に混在することがわかった。また EPMA 分析の結果、TiC の形成されている部分は Fig. 4 と、Fe-Ti 系の化合物層の形成されている部分は Fig. 7 と同様の結果が得られた。すなわち、TiC の形成された部分では、TiFe や TiFe₂ の形成された部分と比べて、Ti と Fe の相手母材中への拡散侵入量が極めて少なくなっており、TiC 層が Ti と Fe の拡散の障害として作用することを裏づけている。なお 900°C 以下で接合した試料を X 線解析した結果、接合界面に形成される化合物層は、TiC のみであることが明らかとなった。

Fig. 10 は S20C/Ti 接合試片の引張強さと接合温度との関係である。900°C 付近までは FCD/Ti と同様に、接合温度の上昇とともに引張強さは向上するが、900°C 以上では逆に温度の上昇と共に低下する。これは光学顕微鏡組織変化および X 線解析結果からも明らかのように、接合界面に TiC のみが形成されている部分と、Fe-Ti 系化合物が形成されている部分とが島状に混在する結果、それぞれが単独で作用している場合よりも、低い応力で破壊が生じやすくなったためと思われる。

4. 考 察

鉄基合金とチタンとの拡散接合において、鉄鋼中に含まれる C 量によつて接合界面近傍に形成される化合物が TiC のみの場合、Fe-Ti 系の化合物のみの場合、およびこれらの両者が島状に混在する場合の 3 種があることを示した。このような化合物相の生成傾向を知るために、熱力学的データ¹⁶⁾¹⁷⁾より各温度における生成自由エネルギーを求めた結果を Fig. 11 に示す。図より明らかのように、TiC は最も生成しやすく、次に TiFe₂, TiFe

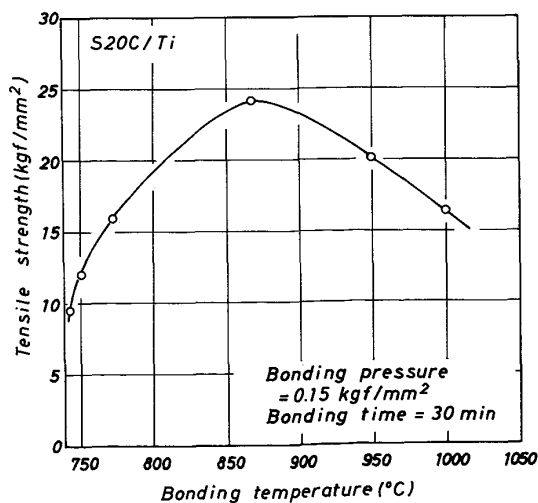


Fig. 10. Tensile strength of S20C/Ti joints as a function of bonding temperature.

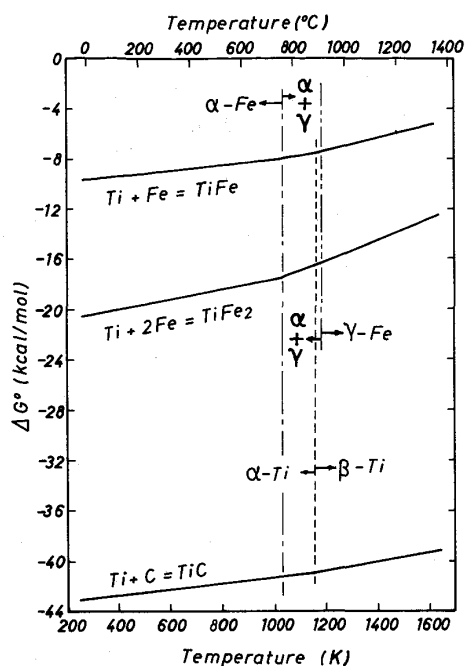


Fig. 11. Standard free energy change, ΔG° of TiC, TiFe_2 and TiFe as a function of temperature¹⁶⁾¹⁷⁾.

の順になつてゐる。したがつて鑄鉄のように母材中のC量が高い場合は、接合界面にTiCが優先的に形成されるが、C量の低下と共にFe-Ti系の化合物の形成量が増え、ULCを用いた場合はTiCの形成量は非常に少なくなるものと考えられる。またTiCはTiとFeが接合界面を越えて相手側母材中へ拡散侵入するのを抑える効果を持ち、Fe-Ti系の化合物層の形成を困難にする。

ところでTiCはNaCl(A15)型の単純な結晶構造を有している¹⁸⁾のに対し、 TiFe_2 は MgZn_2 (C14)型¹⁴⁾、 TiFe はBCC(A2)型またはCsCl(B2)型¹⁴⁾と比較的複雑な結晶構造をもっている。特に TiFe_2 相はLaves相として知られ、硬くて脆いといわれている¹⁸⁾。このような結晶構造から推察して、TiCは TiFe や TiFe_2 ほどには脆弱でないと推察される。このためTiC層の形成された場合の方が、Fe-Ti系化合物の場合よりも良好な接合強さが得られたものと思われる。ただし、一般にTiC層のような化合物層が形成される場合には、その厚さがある限度以上になると継手の強さの低下が生じるといわれており¹⁹⁾、TiCの場合も、本実験で示したように、数 μm 程度が悪影響を及ぼさない限度と考えられる。なお、TiC層はTi中へのFeの拡散を抑えるため、Feを15%程度含む脆弱な $\beta\text{-Ti}$ の形成による継手強さの低下を防ぐ効果をもつものと考えられる。

なおFig. 8, 10に示したように、接合温度 900°C 近

傍を境に、継手の引張強さおよび接合部組織に著しい変化が現れる特徴がある。この温度はTiの $\alpha\rightleftharpoons\beta$ 変態温度(883°C)近傍であり、このような変態がFe-Ti系化合物層の形成および成長に顕著な影響を与えたものと推察される。

また本研究の結果は、目標とする拡散接合温度に到達するまでの加熱速度を一定として得られたものであるが、この加熱速度によつて接合部組織および継手の強さは顕著な影響を受けるので、次報にこの影響について詳しく報告する。

5. 結 言

球状黒鉛鑄鉄(FCD)、炭素量が極めて少ない極軟鋼(ULC)、低炭素鋼(S20C)の3種の鉄鋼材料とチタンとの拡散接合を試み、接合性に及ぼす炭素の影響を検討した結果、以下の結論が得られた。

(1) FCD/Tiの接合では、接合界面にTiC層が形成され、接合温度の上昇とともに接合強さが向上することが示された。これは鑄鉄中に含まれるCが、熱力学的に安定なTiC層の形成に関与するためであり、継手の引張強さがTiC層あるいはTiC層と母材との界面の強さによつて支配されるためと考えられる。またTiC層はTiおよびFeの相手母材中への拡散侵入を妨げる役割を有する。

(2) ULC/Tiの接合では、接合界面に TiFe_2 、 TiFe 化合物層が形成され、その接合強さは接合温度の上昇とともに増加するが、 900°C 以上ではほぼ一定となる。この理由として、継手の強さがFe-Ti系の金属間化合物層や $\beta\text{-Ti}$ 相によつて支配されるためと考えられる。

(3) S20C/Tiの接合において、 900°C 以下の接合温度では、接合強さは温度の上昇とともに向上するが、 900°C 以上では逆に低下する。このことは、 900°C 以上では接合界面にTiC層が形成された部分と、Fe-Ti系化合物の形成された部分とが島状に混在するためであり、このような接合界面組織の不均一さが、強度低下を引き起こす主たる原因と考えられる。またこのように化合物層が混在するのは、母材中のC量がFCDに比べて低いため、接合界面へのCの拡散が不十分となり、TiC層の形成が不連続となる結果、その間隙にFe-Ti系化合物層が形成されたためと思われる。

本研究を遂行するにあたり、実験に協力された当時室蘭工業大学学生・吉江和彦君と、有益なご助言をいただいた大阪大学溶接工学研究所・菊地靖志助教授に感謝します。また本研究の一部は栗林育英学術財団の研究助成

によつて行われたものであり、記して感謝の意を表します。

文 献

- 1) 塩田俊明, 佐竹二郎, 中川 洋: 金属, **54** (1984), p. 25
- 2) 池見恒夫, 吉沢 章, 進藤弓弦: 圧力技術, **19** (1981), p. 281
- 3) 久保田彰, 上田 仁, 中村 剛, 善永 悠: 圧力技術, **19** (1981), p. 294
- 4) 堺 健二, 石岡千里, 泉 辰昌, 川内 勲: 圧力技術, **19** (1981), p. 305
- 5) 玉置克臣, 中野昭三郎, 西山 昇, 広瀬圭介, 鎌田晃郎: 圧力技術, **19** (1981), p. 313
- 6) 奥村健人, 中井揚一, 元田邦昭: 圧力技術, **19** (1981), p. 319
- 7) 大前 堯, 深谷保博, 井上繁夫: 圧力技術, **19** (1981), p. 328
- 8) 島崎正英, 加賀 寿, 馬場幸彦, 中島 進, 前田栄二: 鉄と鋼, **71** (1985), S1645
- 9) 柳本龍三, 島崎正英, 加賀 寿, 中島 進, 前田栄二: 鉄と鋼, **71** (1985), S1646
- 10) 吉原征四郎, 川並高雄, 鈴木堅市: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 671
- 11) Y. ARATA, K. TERAJ, S. MATSUDA, H. NAGAI and T. YAMADA: Trans. JWS, **4** (1973), p. 96
- 12) 圓城敏男, 池内建二: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 959
- 13) 大橋 修: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 373
- 14) M. HANSEN: Constitution of Binary Alloys (1958), p. 723 [McGraw-Hill]
- 15) N. F. KAZAKOV: Diffusion Bonding of Materials (1985), p. 34 [Pergamon Press]
- 16) I. BARIN and O. KNACKE: Thermochemical Properties of Inorganic Substances (1973), p. 116, p. 275, p. 749, p. 790 [Springer-Verlag]
- 17) I. BARIN, O. KNACKE and O. KUBASCHEWSKI: Thermochemical Properties of Inorganic Substances (1977), Supplement, p. 257, p. 258 [Springer-Verlag]
- 18) 山口正治, 馬越佑吉: 金属間化合物 (1984), p. 12 [日刊工業新聞社]
- 19) G. K. KHARCHENKO: Auto Weld., 22-4 (1969), p. 31