

© 1989 ISIJ

 ///////////////  
 論文  
 ///////////////

# 圧延チタンクラッド鋼の接合強度特性と 界面性状

福田 隆\*・清野 芳紀\*

## Bonding Strength and Microstructure of Bonding Interface of Hot Rolled Titanium Clad Steel

Takashi FUKUDA and Yoshinori SEINO

### Synopsis :

In order to produce a titanium clad steel plate by hot rolling process, the effect of insert metal, rolling conditions and oxidation of clad surface on the bonding strength and the microstructure of bonded zone were investigated. The following results were obtained.

(1) The titanium clad steel inserted with ultra-low carbon steel, exhibits satisfactory bonding strengths, ductilities and weldabilities.

(2) The bonding strength is dominated by the thickness of Fe-Ti intermetallic compound produced at bonding interface and the degree of interdiffusion between Fe and Ti. High bonding strengths with very small scatter band can be obtained in the thickness range of Fe-Ti compound of 0.2 to 0.3  $\mu\text{m}$ .

(3) A lower bonding strength due to the oxidation on the surface to be bonded is not caused by the oxidized layer but mainly by the remarkable growth of intermetallic compound and, secondarily, by the formation of voids between Ti and steel.

Key words : titanium clad steel ; hot roll bonding process ; intermetallic compound ; inserted metal ; characteristics of bonding interface.

## 1. 緒 言

近年、チタンの優れた耐食性を有効に利用したチタンクラッド鋼の採用が、その高い経済性と相まって急増している。チタンクラッド鋼の製造法は爆着法が主たるものであり、比較的厚い小面積のチタンクラッド鋼の製造に適用されている。一方、熱間圧延圧着方式は薄肉、大面積のクラッド鋼を経済的かつ大量供給できる点で、有利な方法である。しかし、チタンのように高温で水素や酸素と容易に反応し、鋼と脆い金属間化合物を生成するものは、そのクラッド鋼の製造法として熱間圧延圧着方式の適用は困難である。

(株)日本製鋼所ではこの経済性の大きい熱間圧延圧着方式を広幅、大面積のチタンクラッド鋼の製造に適用することを以前から検討しており、筆者らはチタンと鋼の間に鉄系のインサート材を用いることにより、高い接合強度の得られることを示してきた<sup>1)~4)</sup>。最近、類似の鉄系材料を含む種々のインサート材を用いた圧延チタンク

ラッド鋼製造に関しての研究が行われるようになってきているが<sup>5)~7)</sup>、圧延チタンクラッド鋼特有の接合部の脆さをまだ完全には解決しておらず、工業的には接合強度にばらつきを生じる、といった問題を残している。これらの問題に対し、製造要因を詳細に解析し、圧延チタンクラッド鋼の製造条件-接合界面性状-接合性能の相関を系統的に検討した例はほとんど見られない。筆者らは、製造要因と接合強度ならびに曲げ延性の相関を明らかにするとともに、これらの相関を主として界面に生成する金属間化合物の特性から考察した。さらにこれらの知見にもとづき、大面積圧延チタンクラッド鋼板の製造が可能になったので、以下に報告する。

## 2. 試験方法

供試材として Table 1 に示した工業用純チタン JIS 2 種 (TP35H) ならびに母材用に JIS SS41 材を用いた。チタンと SS41 材の接合試験はチタンと SS41 鋼板を重ね合わせ、熱間での圧延により行つた。またチタン中

昭和 62 年 10 月 本会議演大会にて発表 昭和 63 年 7 月 15 日 受付 (Received July 15, 1988)

\* (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Plant, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051)

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

Material	C	Si	Mn	P	S	H	N	O	Ti	Fe
Cladding metal (TP35H)	0.008	—	—	—	—	0.0014	0.01	0.13	Bal.	0.045
Backing steel (SS41)	0.10	0.33	0.63	0.012	0.011	—	—	—	—	Bal.

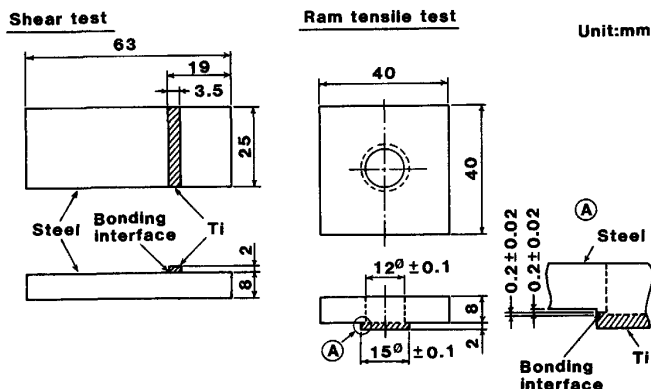


Fig. 1. Specimen for shear and ram tensile tests.

の鉄の拡散挙動の調査には、熱サイクル再現装置を用いた拡散接合試験を行った。

圧延試験用として厚さ 55 mm の SS41 鋼板と厚さ 10 mm のチタン板の間にインサート材を挿入し、周端部をシール溶接後、長さ 150 mm、幅 130 mm の組合せ体を準備した。この組合せ体は排気孔が設けられ、接合予定界面部を真空排気できる構造になっている。試験材の接合予定界面はあらかじめ機械研削し、エメリー紙 (#240) で研磨後 (実測粗度  $R_{max} = 2.1 \mu\text{m}$ )、脱脂した。組合せ体を所定の温度に加熱後、胴長 300 mm、胴径 300 mm  $\phi$  のロールを有する試験圧延機にて圧延圧着を行った。特に断りの無い限り、組合せ体はあらかじめ真空ポンプにより  $4 \times 10^{-3}$  Torr に排気され、その状態で加熱、圧延を行っている。圧延後のクラッド鋼の接合強度の評価は、JIS-GO601 によるせん断試験ならびにはく離試験により行った。試験片の形状は、チタンと SS41 材の板厚比あるいは試験片サイズの違いによる接合強度への影響を無くすため、Fig. 1 に示す一定形状の試験片を用いた。また接合部のマイクロ組織の調査は接合界面の直角断面について、光学顕微鏡、SEM 観察ならびに EPMA による線分析により行った。破断後の破面については、SEM による破面観察を実施するとともに X 線回析、AES 分析も合わせて実施した。

### 3. 試験結果ならびに考察

チタンクラッド鋼の接合性能 (接合強度、延性、接着面積率等) に及ぼす製造因子は極めて多種にわたるが、

Inserted material	Shear strength* (kgf/mm <sup>2</sup> )		Ram tensile strength* (kgf/mm <sup>2</sup> )		Side bend (R=2t, 180°)
	0	10 20	0	10 20	
Not applied	[Hatched]		[Hatched]		No crack
Ultra-low carbon steel	[Hatched]		[Hatched]		No crack
Mo sheet	[Hatched]		[Hatched]		No crack
Ni plating	[Hatched]		[Hatched]		Crack
Cr plating	[Hatched]		[Hatched]		Micro crack

\*Average of two test specimens

Fig. 2. Bonding strengths of titanium clad steel with various inserted metals. (Rolled at 850°C)

チタンと鋼の間に生成される金属間化合物は接合性に大きく影響する。そこで、まず金属間化合物の生成を抑制する効果が大きいインサート材の検討を行い、さらに接合性能に及ぼす圧延条件、特に圧延温度、圧下率ならびに圧延時の酸化の影響を取り上げ、詳細な調査を行った。

#### 3.1 インサート材の選定

チタンと鋼の間に挿入するインサート材は、鋼とチタンのいずれに対しても相互拡散し、かつ脆い中間相の生成の無いことが望ましい。また、チタンクラッド鋼の成形加工や溶接を考慮すると、インサート材は機械的、熱的性能が Fe ならびに Ti に近いことが好ましく、筆者らはインサート材として新たに極低炭素鋼に炭素安定化元素を添加したものも含めて金属系材料を検討した。実験は Ti と SS41 材の間に種々のインサート材を挿入し、圧延方式により Ti と SS41 の接合を行った。圧延は Ti と SS41 の組合せ体を  $4 \times 10^{-3}$  Torr に排気、所定の温度に加熱後、総圧延比 7.5 (総圧延回数 14, 1 パス圧下率平均 15%) で行った。850°C で圧延した場合の代表的なインサート材の種類と、チタンクラッド鋼の接合強度を Fig. 2 に示す。極低炭素鋼インサート材が最も高いせん断およびはく離強度を示すとともに、側曲げ試験でも高い曲げ延性を示している。この極低炭素鋼が最も良好な性能を示すのは、圧延温度 800°C (Ti は  $\alpha$ ) ならびに 925°C (Ti は  $\beta$ ) でも同じであった。インサート材を使用しない場合、曲げ延性は良好であるが、接合強度が低くなる。次に Mo ならびに Cr インサート材は比較的高い接合性能を示すものの、Cr の場合曲げ延性が低下している。Ni めつきは極めて低い接合強度を示

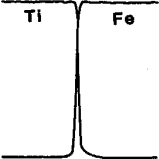
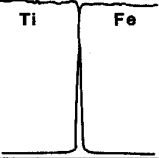
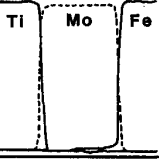
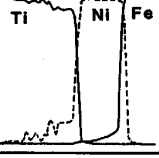
Inserted material	X-ray line analysis 20 $\mu$ m	Maximum hardness at bonded zone (VHN)	Intermetallic compound observed in Ti side
Not applied		179	TiC
Ultra-low carbon steel		161	Fe <sub>2</sub> Ti FeTi
Mo sheet		263	None
Ni plating		151	NiTi Ni <sub>3</sub> Ti Ti <sub>2</sub> Ni

Fig. 3. Results of X-ray line analyses, maximum hardness and intermetallic compound observed at bonded zone of titanium clad steel.

す。

Fig. 3 に Fig. 2 に示した圧延試験材のインサート材なし、極低炭素鋼、Mo ならびに Ni インサート材の場合の接合部の X 線ライン分析結果、最高硬さならびに金属間化合物の同定結果を示す。Ni めつきの場合 Ti 中への大量の Ni の拡散と金属間化合物の生成が認められる。一方、極低炭素鋼インサート材の場合、FeTi ならびに Fe<sub>2</sub>Ti が確認されたものの、Fig. 3 からわかるように Fe の Ti 中への拡散速度が小さいため、拡散層幅は非常に小さい。この極低炭素鋼インサート材の接合界面に Ti の炭化物が観察されなかつたのは、インサート材中の炭素量が極めて低く、また SS41 材中の炭素はインサート材中の炭素安定化元素にトラップされ、接合界面にまで炭素が拡散移動できないことによると考えられる。Mo インサートの場合、この圧延温度では金属間化合物は生成しなかつたが、Mo の本温度での変形抵抗が高いため、圧延時に Mo が Ti と Fe の変形に追従できなくなり、Ti と SS41 が直接接合している箇所と未接合部が観察された。Photo. 1 に Mo インサートが切断され、空隙を形成した箇所の SEM 像を示す。この空隙の形成が接合強度を低下させた原因と考えられる。

インサート材なしで SS41 と Ti を直接接合させる

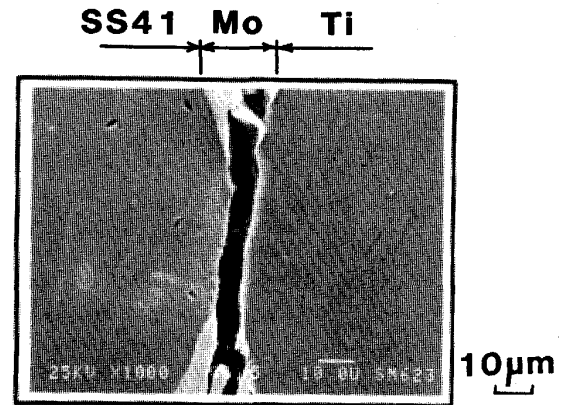


Photo. 1. Bonding interface of titanium clad steel with inserted metal of molybdenum. (Hot rolled at 850°C)

と、Fig. 2 に示すように良好な接合部の延性を示すものの接合強度が低下する。圧延温度 850°C では生成する金属間化合物は TiC のみであるが、900°C ( $\beta$  Ti) を超えると若干の Fe-Ti 系化合物が混在する。この TiC は高温での変形能が低いため、圧延時に変形せず、接合部の破面上に TiC が点在した状態になっており、TiC の周囲に一部 Photo. 1 に示したものと同様の未接合部が認められた。これが接合強度を低下させた原因と思われる。したがって熱延後加熱保持し、拡散を促進させれば、未接合部が減少し、強固な TiC の生成による接合強度の上昇が期待できる。

このように極低炭素鋼がインサート材として良好な接合強度を示すことがわかり、以降の試験ではこの新しいインサート材を適用することとした。

### 3.2 極低炭素鋼インサートによるクラッド鋼の圧延

圧延時の加熱温度の影響を確認するため、圧延試験により圧延温度と接合強度の関係を調査した。圧延温度 780~1000°C の 5 温度におおの 30 min 保持後、5~40% の圧下率で圧延した。圧延はすべて 1 パス圧延で行い、圧延後、せん断ならびにはく離試験に供した。Fig. 4 は 16% の圧下率で圧着した場合の圧延温度と接合強度の関係を示している。接合強度に大きなばらつきを示すものの、850°C から 900°C にかけて最も高い接合強度を示し、この温度より高くても低くても接合強度は低下する。図中模式的に示した点線は圧下率を 16% より大きい圧下率で圧延した場合 (約 30%) と小さくした場合 (約 5%) の接合強度であり、16% より低い場合は接合強度の最大値が高温側に移行し、高い場合は低温側に移行する。さらに高圧下率の方が、接合強度の最大値が上昇する傾向にある。高圧下率になると、圧延時、

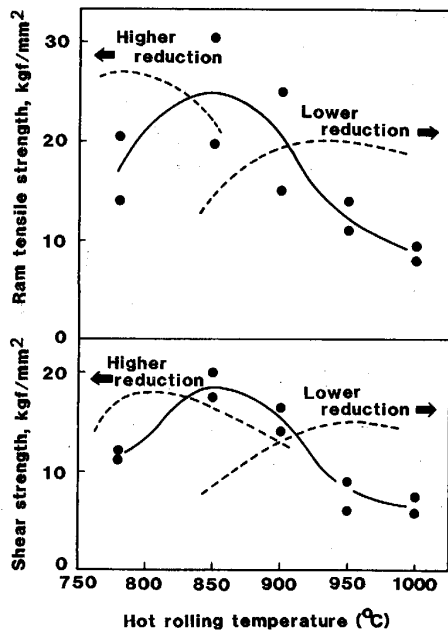


Fig. 4. Relationship between rolling temperature and bonding strength of titanium clad steel with 16% reduction in thickness in one-pass rolling.

新生金属面の現出が多くなり、金属密着面が増すために接合が容易になるが、その圧下温度が高温になるにつれて接合界面に厚く脆弱な中間層が生成し、接合強度が低下する。このように新生金属面の現出と中間層の生成の兼ね合いでチタンクラッド鋼の接合強度が決定され、互いに固溶可能なステンレスクラッド鋼等とは異なつた挙動を示す。

Fig. 5 は 850°C 圧延における代表的な Ti 側ならびに Fe 側強制分離破面の X 線回折結果を示している。中間相として FeTi, Fe<sub>2</sub>Ti ならびに β-Ti の生成が認められるが、圧下率の大小によらず TiC は観察されなかつた。Photo. 2 はチタンクラッド鋼の肉厚断面をあらかじめ HF/HNO<sub>3</sub>/HCl 混合水溶液で腐食しておき、接合界面に切欠きをつけ、強制的に破断させた時のき裂の進行状況を示している。き裂は白く腐食された層（白色層と呼ぶ）の中もしくは白色層の鋼の境界近傍を進行しているのがわかる。この白色層は Fe-Ti 金属間化合物であり、それに隣接した Ti 側の黒い部分は β-Ti であることがわかつた。これは Fig. 5 に示した強制破断面の X 線回折結果から確認できる。すなわち、強制破断面は Photo. 2 から明らかなように、Ti 側、Fe 側いずれも分離面は白色層が現れている。X 線回折の Ti と Fe 側の両側に FeTi ならびに Fe<sub>2</sub>Ti が検出され、Ti 側破面のみに β-Ti が検出される。白色層が Fe-Ti 化合物と異なる別な物質で、これに隣接して Ti 側、Fe 側いずれ

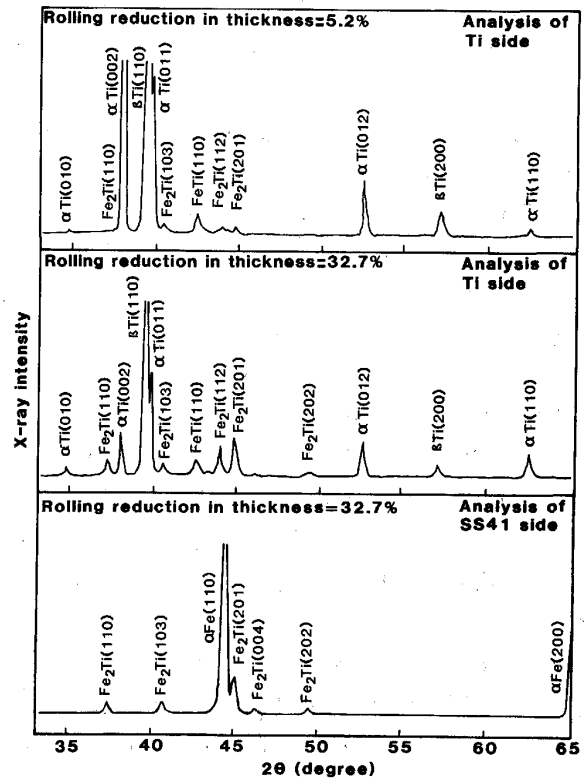


Fig. 5. Typical X-ray diffraction patterns at bonding interface of titanium clad steel (Rolled at 850°C).

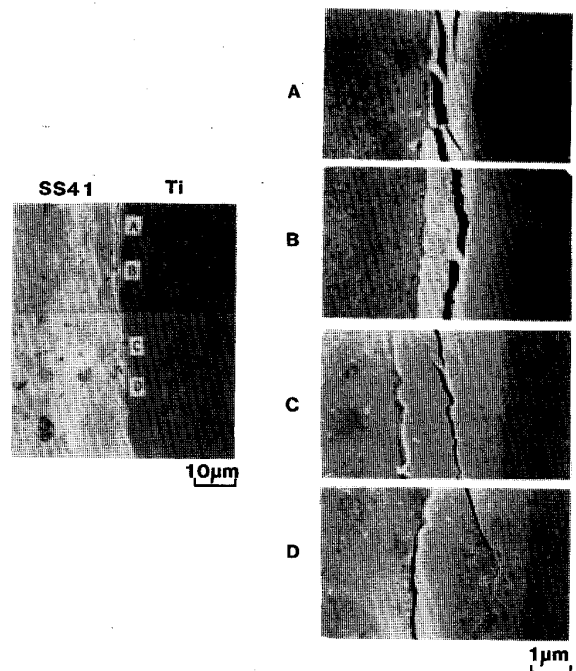


Photo. 2. Appearances of crack propagation in bonded zone of titanium clad steel.

の側にも分かれて FeTi と  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  が生成することは、拡散の機構上考えにくい。さらに EPMA による Fe 濃度分布を測定したところ、ほぼ Fe-Ti 系状態図の FeTi,  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  ならびに  $\beta\text{-Ti}$  の濃度に相当する分布を示したことから、白色層は Fe-Ti 系金属間化合物であり、Ti 側に隣接する黒い部分は  $\beta\text{-Ti}$  と判断される。なお、Fe-Ti 系の中に TiC が混在する場合、白色層は Fe-Ti 系のみが生成している場合とは若干様相を異にするが、上述と同様な方法でこの白色層が Fe-Ti と TiC 両者の混合相であることを確認している。

以上のように白色層、すなわち金属間化合物がき裂の発生ならびに伝播に関与しており、したがってこの金属間化合物の厚さは接合強度に大きな影響を及ぼすと考えられる。筆者らはこの金属間化合物の厚さに着目し、金属間化合物の厚さと接合強度の関係を調査した。金属間化合物の厚さは前述の腐食液で断面を腐食後、倍率 11600 の走査電子顕微鏡にて撮影した写真を用いて測定した。金属間化合物の厚さと接合強度の関係を調査したものが、Fig. 6 である。供試材は総圧延比 6.0 の多パス圧延により 780~1000°C の温度で圧延圧着したもので、インサート材に極低炭素鋼を使用した。圧延後さらに 550~750°C でおのおの 4, 20 ならびに 100 h 加熱保持したものを試験に供した。図よりせん断強度は金属間化合物の厚さ増大にしたがい、低下することがわかる。はく離強度も同様に低下するものの、厚さ 0.8  $\mu\text{m}$  を超えるあたりから厚さ増大にともない、はく離強度が上昇する傾向にある。しかし、せん断ならびにはく離強度両者の強度を高めるためには、金属間化合物の厚さは小さ

い方が好ましいことがわかる。ただし極度に厚さが小さくなると、Fe-Ti の拡散不足のため、ポイドならびに未接合部が観察され、これにより接合強度が低下する。図中斜線部は拡散不足による接合強度低下領域を示しており、Fig. 4 に示した 1 パス圧延時の比較的低温かつ低圧下率の場合の接合強度に相当する。一方、圧延後の加熱保持により、金属間化合物の厚さが増大し、TiC のみが界面に生成すると、逆に離強度が高くなるのが確認された。この TiC は母材の SS41 の C がインサート中を拡散し、界面の  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  ならびに FeTi の Ti と反応し、生成自由エネルギーの低い TiC が Ti-Fe 化合物に代わって生成したもの<sup>8)9)</sup>と考えられる。なお Ti-Fe-C の三元化合物は村上<sup>10)</sup>らの Ti-Fe-C 三元系平衡状態図の研究から存在しないことが実証されており、その生成の可能性はない。TiC は Ti-Fe 系より硬くて高強度を有する<sup>11)</sup>と推察され、TiC 単独になるとはく離破面に大きな凹凸が見られ、はく離抵抗の大きい界面を示す。また TiC と Fe-Ti 系が混在する場合、(Fig. 6 中の化合物の厚さ 0.5~0.9  $\mu\text{m}$  に相当)おのおのが島状に生成され、この組織の不均一さが強度低下を引き起こすと<sup>12)</sup>考えられる。

一方、せん断強度は TiC が単独生成しても強度が上昇しないのは、化合物が厚くなり、せん断試験の押し治具が直接金属間化合物に当たり、脆弱な相に高い集中応力が負荷されるためと考えられるが、今後 TiC の強度の異方性あるいはマトリックスとの Coherency 等を含めた考察が必要であろう。

### 3.3 接合性能に及ぼす酸化の影響

チタンクラッド鋼の圧延時、誤つて接合部が大気酸化を受けると、はく離を生じ、また拡散接合試験でも真空度が低下すると、接合強度が著しく低下する<sup>4)</sup>。筆者らは圧延クラッド鋼の接合強度に及ぼす酸化の影響ならびにその機構を明らかにするため、以下の圧延試験を行った。母材にはインサート材用として開発した極低炭素鋼を用い、圧延条件のばらつきの影響を小さくするため、1 パス圧延を行った。圧延前の表面処理として Ti 接合面を  $R_{max} = 2.1 \mu\text{m}$  に研磨、脱脂したものとこの後さらに 600°C × 60 min 大気中にて酸化させたもの 2 種類を用いた。福塚らの結果から<sup>13)</sup> 600°C × 60 min の酸化で、約 850 Å の  $\text{TiO}_2$  の皮膜が生じているものと推測される。得られた結果を Fig. 7 ならびに Fig. 8 に示す。Fig. 7 は 850°C で圧延した場合の圧下率と接合強度の関係を示したが、酸化処理したものはいずれの圧下率においても低い接合強度を示す。Fig. 8 は 850°C ならびに 900°C で圧延後、金属間化合物の厚さを測定した結

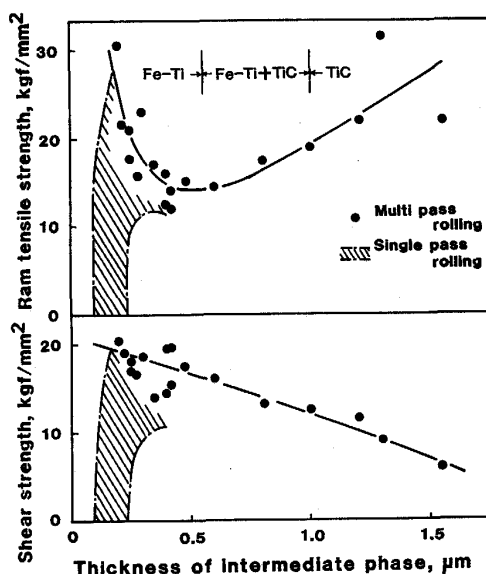


Fig. 6. Relationship between bonding strength and thickness of intermediate phase of titanium clad steel.

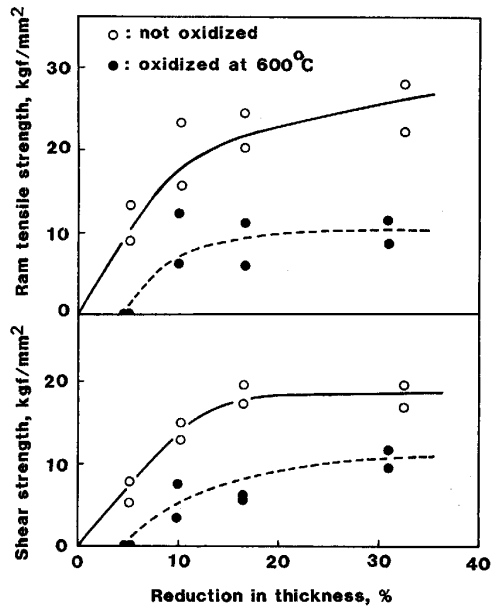


Fig. 7. Relationship between reduction in thickness and bonding strength of titanium clad steel. (Rolling temperature = 850°C)

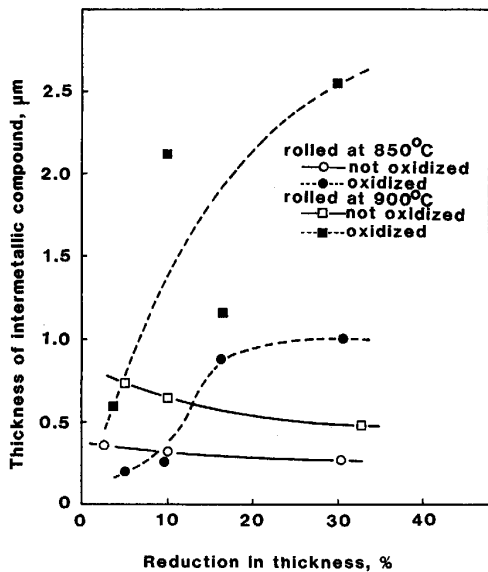


Fig. 8. Relationship between thickness of intermetallic compound and reduction in thickness.

果を示す。酸化しないものは圧下率の大小によらず金属間化合物の厚さが小さいが、酸化したものは低圧下率側では酸化皮膜の破壊が不十分で、酸化皮膜の拡散阻害効果により金属間化合物の厚さが非酸化材に比し小さくなっている。Photo. 3 は酸化させた低圧下率材の接合界面を走査電子顕微鏡で観察したもので、酸化したものは酸化皮膜が圧延直前まで残っていたため、密着ならびに

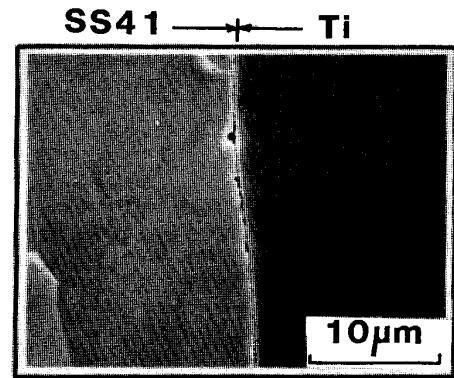
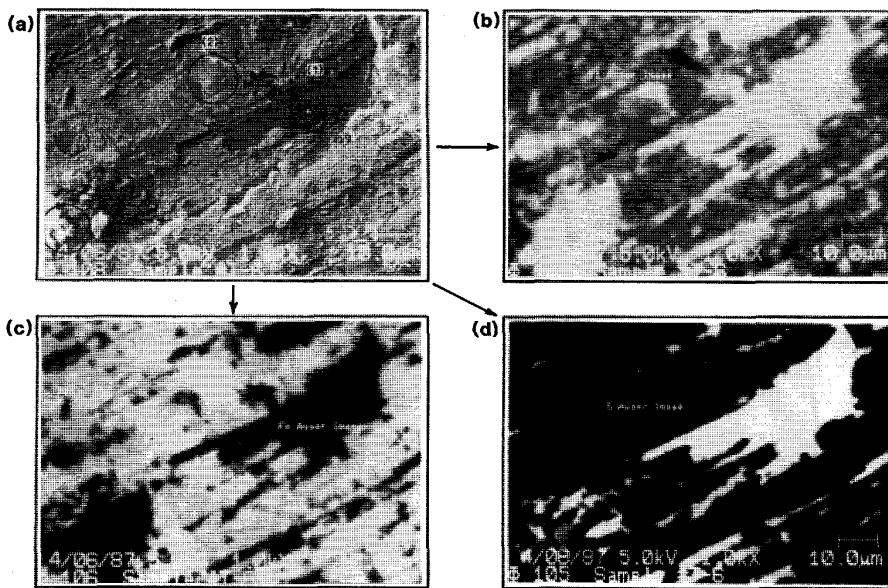


Photo. 3. Bonding interface of titanium clad steel rolled at 850°C with reduction of 9.8%.

拡散が不十分になり、ポイドが観察される。このために金属間化合物の厚さが小さくなり、接合強度も低下したものと考えられる。

次に圧延温度 850°C、30% の高い圧下率で圧着したチタンクラッド鋼から、接合界面に切欠きを付けた直径 3.5 mm φ の丸棒を肉厚方向に採取、作製し、走査型オージェ電子分光分析に供した。大気中のガスの汚染の影響をなくすため、試料を  $10^{-11}$  Torr オーダの真空中で接合部を破断し、界面の分析を実施した。酸化処理を施したチタンクラッド鋼の破面およびオージェイメージ分析結果を Photo. 4 に示す。破面写真で白く見える箇所は接合部であり、黒くなめらかな面は未接合部である。オージェイメージ分析でわかるとおり、接合部は Fe-Ti 金属間化合物であり、未接合部には Ti 以外に S が存在している。未接合部のような空隙部もしくは自由表面に S などの不純物元素が濃化することが知られており<sup>14)</sup>、酸化物の存在のために生じたポイドが自由表面を形成し、S の濃化を促進したものである。Photo. 4 において未接合部 (1) と接合部 (2) をオージェ分析をした結果を Fig. 9 に示す。未接合部には Ti と S、接合部には Fe-Ti 金属間化合物の存在を示すスペクトルが検出されたが、圧延圧着前オージェ分析で確認した Ti 表面の  $TiO_2$  はすべて消失している。真空処理とシール溶接により、接合界面域は酸素ポテンシャルが低くなっており、加熱時もしくは圧延時に  $TiO_2$  が分解し、Ti 中に O が固溶すると考えられる。実際に Ti 中の O の最大固溶量は Fe 中等に比し著しく高く、大橋らは拡散接合試験で接合界面に人工的にあらかじめ挿入しておいた  $TiO_2$  粉末が接合時分解し、O が Ti 中に拡散、固溶するのを確認している<sup>15)</sup>。一方、酸化せずに 850°C で圧延したものは、未接合部はほとんどなく、したがって S の濃化は認められず、酸化材と同様  $TiO_2$  も観察されな



(a) Fractured surface (b) Ti auger image  
(c) Fe auger image (d) S auger image  
Photo. 4. Auger image in cladding side of titanium. (Oxidized at 600°C prior to hot rolling)

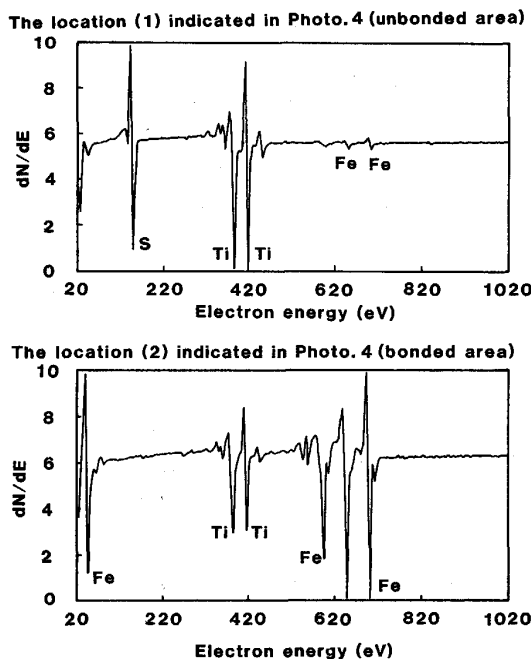


Fig. 9. Results of auger analyses in cladding side of titanium. (Oxidized at 600°C prior to hot rolling)

かった。このように酸化処理材の接合強度低下の一因はSの濃化をともなつた界面拡散の困難なポイドの残存にあり、酸化物の残存によるものではないことがわかった。

さて Fig. 8 で示したように、酸化を受けたものは受けられないものに比し、高圧下率側で極めて大きな金属間化合物の成長が観察された。この酸化による金属間化合物の成長促進効果を確認するため、Tiの酸化ならびに非酸化材を用いて、850°C および 900°C で拡散接合試験

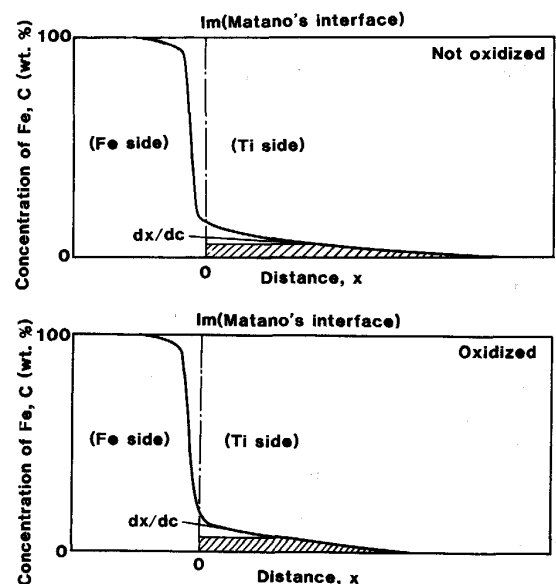


Fig. 10. Results of X-ray line analyses of Fe at diffusion bonded zone of titanium clad steel. (Bonded at 900°C)

を行つた。900°Cでの接合部でのX線ライン分析によるFeの濃度分布測定結果を Fig. 10 に示す。Ti側を酸化しないものは酸化したものに比し、FeがTi中に深く拡散しており、また鉄量約20%~80%を占める濃度領域に相当する幅(この幅が広いと、Fe-Ti化合物の厚さが大きくなる)の狭いのがわかる。図中の接合部の境界面  $I_m$  は図式的に求めた俣野<sup>16)</sup>の界面であり、 $x$ 座標(界面からの距離)の原点を俣野の界面に置いた場合、任意の濃度  $c_i$  における相互拡散係数  $D_{(c_i)}$  は、Fig. 10 に示した濃度  $c_i$  における濃度曲線の接線  $(dx/dc)_{c_i}$  と

斜線部の面積  $\int_{c_i}^{c_0} x dc$  ( $c_0 = \text{Ti}$  バルク中の Fe 濃度) の積に比例する。Fig. 10 から明らかなように、酸化したものは酸化しないものに比し、Ti 中の Fe の相互拡散係数は小さいと判断される。したがって酸化処理材は Fe 側から Ti 側に拡散してきた Fe が  $\beta$ -Ti ならびに  $\alpha$ -Ti 中を通つて Ti バルク中へ逃散することが難しくなり、 $\beta$  Ti と金属間化合物との境界領域に Fe が滞留濃化し、金属間化合物の成長を促進したものと考えている。しかし酸化、非酸化両者で金属間化合物を通じて拡散移動する Fe 量が全く同じであるか、また酸化による大きい層成長が拡散だけでは無く、他の要因、例えば微量の酸化物の影響等によるものかに関しては十分な考察を行つておらず、今後の検討ならびに調査が必要である。一方、Ti 自身が酸素を吸収すると、脆化することは良く知られた事実であり、今回はこれを裏づけるところまでには至らなかつた。

筆者らの研究<sup>17)</sup>によればポイドや少量の酸化物の及ぼすせん断力に対する影響は小さく、はく離試験や破壊靱性試験値に対しては比較的大きな影響を与えることが示されている。したがって酸化したチタンクラッド鋼の接合強度低下の主原因は、金属間化合物の著しい成長にあり、ポイドの残存ははく離強度の方に主として悪影響を及ぼしていると考えられる。以上のように酸化の悪影響として従来いわれている単に強固な Ti の酸化皮膜による接合阻害機構とは少し異なつた機構であると考えている。

#### 4. 結 論

熱間圧延圧着方式によるチタンクラッド鋼の開発にあたり、接合性能と製造因子の相関を調査し、次のことがわかつた。

(1) 通常の厚板熱間圧延条件において、クラッド鋼の接合強度は接合面に発生する金属間化合物厚さと、相互金属の拡散状態に支配される。これらを考慮した場合、金属間化合物の厚さが 0.2~0.3  $\mu\text{m}$  の時、安定して高い強度が得られることがわかつた。

(2) せん断強度は金属間化合物の厚さ増大にしたが

い、低下するが、はく離強度は化合物の種類、厚さ等により、せん断強度と異なつた傾向を示す場合がある。

(3) TiC を生成しない Fe 系インサート材を有する圧延チタンクラッド鋼は、高い接合強度と延性を示す。

(4) Ti が酸化を受けて接合強度が低下するのは、金属間化合物の厚さが著しく増大するのが主原因である。酸化皮膜によつて生じた界面拡散の困難なポイドの残存も接合強度を低下させ、主としてはく離強度の低下をもたらす。

最後に、本研究の遂行にあつては、加賀 寿研究員(現在、テクノポリス函館技術振興協会工業技術センター)に多大な協力と貴重な意見をいただいたことに謝意を表します。

#### 文 献

- 1) 井上欣一, 小田豊久, 清水 浩: 特許公報, 昭 52-128865
- 2) 島崎正英, 馬場幸彦, 円尾俊明, 中島 進: 特許願, 昭 55-24025
- 3) 柳本龍三, 関村和義, 島崎正英, 福田 隆, 五味 均: 日本金属学会会報, 26 (1987), p. 511
- 4) 例えば, 島崎正英, 加賀 寿, 馬場幸彦, 中島 進, 前田英二: 鉄と鋼, 71 (1985), S1645
- 5) 吉原征四郎, 川並高雄: チタンとジルコニウム, 35 (1987) 2, p. 9
- 6) 平野謙二, 津山青史, 関 信博, 多賀根章: チタンとジルコニウム, 35 (1987) 1, p. 23
- 7) 原 修一: チタンとジルコニウム, 34 (1986) 4, p. 50
- 8) I. BARIN and O. KNACKE: Thermochemical Properties of Inorganic Substances (1973), p. 116, p. 275, p. 749, p. 790
- 9) I. BARIN, O. KNACKE and O. KUBASCHEWSKI: Thermochemical Properties of Inorganic Substances, Supplement (1977), p. 257
- 10) 村上陽太郎, 木村啓造, 西村義雄: 日本金属学会誌, 21 (1957), p. 665
- 11) 辻本得蔵: 機械の研究, 40 (1988) 1, p. 161
- 12) 桃野 正, 圓城敏男, 池内建二: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1590
- 13) 福塚敏夫, 下郡一利, 佐藤広士, 上窪文生: チタンとジルコニウム, 28 (1980) 2, p. 13
- 14) P. WYNBLANTT and R. C. KU: Surface Science, 65 (1977), p. 511
- 15) 大橋 修, 田沼欣司, 吉原一紘: 溶接学会論文集, 3, (1985) 3, p. 477
- 16) C. MATANO: Japan J. Phys., 8 (1933), p. 109
- 17) 福田 隆, 島崎正英, 一岡敏夫, 岩館忠雄: 鉄と鋼, 73 (1987), A71