

# 純チタン薄板のプラズマ溶接性

日大生産工(院)  
日大生産工

伊藤 洋介  
朝比奈 敏勝

## 1. 緒言

チタンは実用金属材料中でマグネシウム, アルミニウムに次ぐ軽量な金属である. さらに, 優れた耐食性と生体適応性を示す. このため近年では, 海洋構造物, 輸送機器, 生体材料に限らず様々な工業製品に適用され, その用途は今後さらに増加する傾向にある<sup>1)</sup>.

チタンの溶接には, TIG 溶接法が最も一般的な溶接法として知られている. しかし, チタンは高温時に酸素・窒素を容易に吸収し継手の機械的性質が著しく低下する特徴がある. このため, 特に薄板の場合, TIG 溶接法に比べ溶融範囲が狭くエネルギー密度の高いプラズマ溶接法によって溶接を短時間で完了させることが高温酸化を抑制し, 溶落ちおよび溶接熱影響の少ない継手を得る有効な手段であると考えられる.

著者らは, 先に純チタンのパルス YAG レーザ溶接を行い, 高い継手効率と良好な成形加工性が得られることを報告した<sup>2)</sup>.

本研究は, 工業用純チタンをプラズマ溶接法によって I 型突合せ溶接し, 得られた継手の機械的性質および成形加工性を検討した.

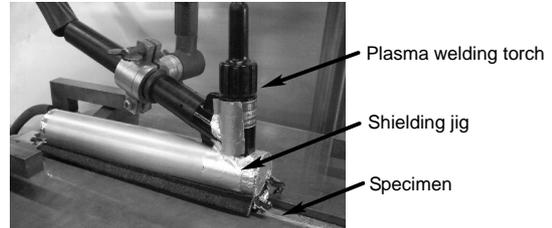


Fig.1 Appearance of shielding jig.

## 2. 供試材および実験方法

供試材には, 板厚 0.6mm の工業用純チタン 2 種 (TP340C) を長さ 200mm 幅 70mm に機械加工し, 溶接直前に供試材表面および裏面を研磨後, プラズマで脱脂洗浄して実験に供した. 供試材の機械的性質を Table 1 に示す.

溶接には直流プラズマ溶接機を使用して, ルート間隔なしの I 型突合せ溶接を圧延方向に対して直角に行った. プラズマガスおよびシールドガスにはアルゴンガスを用い, プリフローを 20 秒, アフターフローを 30 秒行った. 試作したシールド治具を Fig.1 に示す. 本研究では, アフターシールドガスは使用せず, 溶接トーチから供給されるシールドガスのみで溶接部の高温酸化を予防した. 溶接条件を Table 2 に示す.

得られた継手の外観観察, 組織観察, 硬さ測定, 引張試験, 曲げ試験および深絞り試験をいずれも室温で行った. なお引張試験は JIS 13B 試験片を使用した. さらに, 溶接部の引張特性を詳細に検討するために, 溶融凝固部 (試験片中央) に R10 の切欠きを付した試験片による引張試験も実施した. 曲げ試験は, 曲げ稜線を溶接線と平行 (圧延方向に対して直角方向) とする L 方向曲げおよび曲げ稜線を溶接線と直角 (圧延方向に対して平行) とする T 方向曲げによる表曲げおよび裏曲げ試験を行った. 深絞り試験は, 溶接部を試験片中

Table 1 Mechanical properties of base metal.

Tensile test specimen	Tensile strength (MPa)	0.2% Proof stress (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HK0.05)
JIS 13B	400	274	37	151
Notched	461	333	28	

Table 2 Welding conditions.

Welding current	I	(A)	25-55	
Welding speed	V	(mm/min)	1200	
Plasma gas flow rate	G <sub>P</sub>	(l/min)	0.3-0.8	
Shielding gas flow rate	Surface	G <sub>S</sub>	(l/min)	15
	Backing	G <sub>B</sub>	(l/min)	10
Stand off	L	(mm)	1.2	
Insert chip diameter	D	(mm)	1.6	

Plasma Butt Weldability of Pure Titanium Sheet.

Yosuke ITOH and Toshikatsu ASAHINA

心とした直径 90mm の円形ブランクを採取し、直径 40mm、肩半径 4mm のポンチによる円筒深絞り加工とした。

### 3. 実験結果および考察

溶接電流とプラズマガス流量をそれぞれ変化させ溶接を行なった結果、得られた溶接条件範囲を Fig.2 に示す。I=40A 未満の継手では、プラズマガス流量を増加することによって、融合不良のない適切な突合せ溶接が可能となった。このことは、熱的ピンチ効果が高まり、アークのエネルギー密度が増大したことによると考える。

I=40A 以上の電流で良好な外観の継手では、プラズマガス流量が少ない条件で裏ビードが形成され、裏面までの溶込みが十分に得られた。これは、板厚 0.6mm のチタンを突合せ溶接するために要する入熱量が、溶接電流の増加によって十分に得られたためと考えられる。したがって、溶融特性は TIG 溶接法に類似した形態となった。以降は Fig.2 で良好なビード外観である継手の機械的性質について検討した。

溶接条件とビード幅の関係を Fig.3 に示す。表ビードおよび裏ビードともに溶接電流の増加に伴いビード幅は広がった。プラズマガス流量が増すと、表ビードに比べ裏ビードの幅が大きく広がる傾向を示した。この傾向は、溶接電流が低い条件での継手に顕著に認められた。

継手のビード外観の一例を Fig.4 に示す。全溶接条件でビード表面に割れは認められなかった。さらに、溶接時にスパッタは発生しなかった。高温酸化によって生じる溶接部の色調変化は、全ての溶接条件で認められなかった。溶接電流が低くプラズマガス流量の多い溶接条件での継手には、アンダーカットがわずかに認められた。これは比較的高速溶接であることに加え、プラズマガスの増加によって熱的ピンチ効果が高まり、絞られたアークによって板幅方向への溶融に比べ板厚方向の溶融が促進されたことによると考える。

継手横断面の巨視的および微視的組織を Fig.5 に示す。溶接条件によらず、ブローホールおよび凝固割れは観察されなかった。母材の結晶粒は微

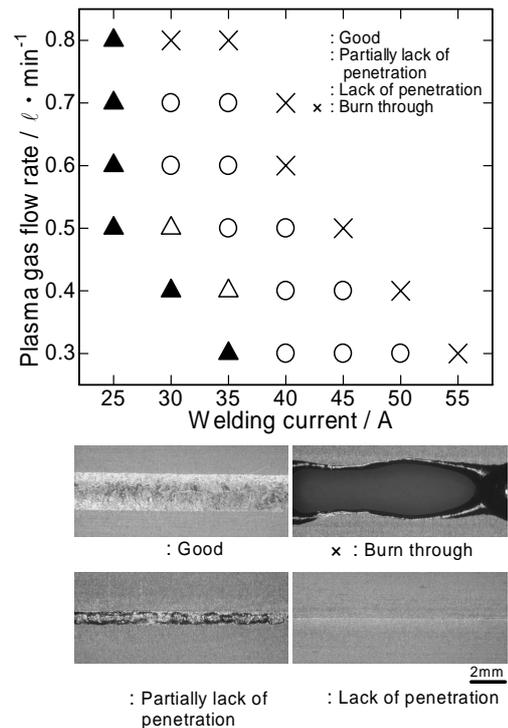


Fig.2 Effect of welding current and plasma gas flow rate on bead appearances.

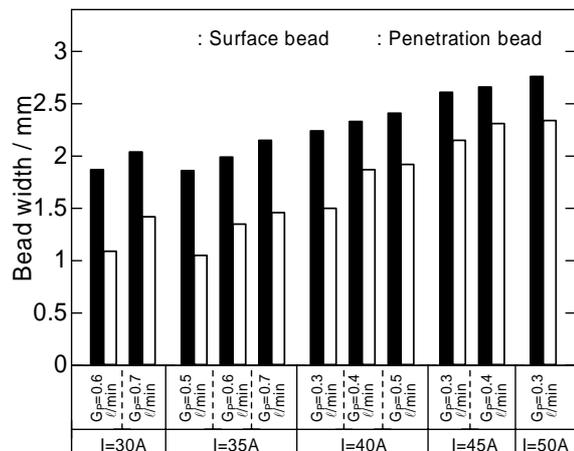


Fig.3 Relation between welding conditions and bead width.

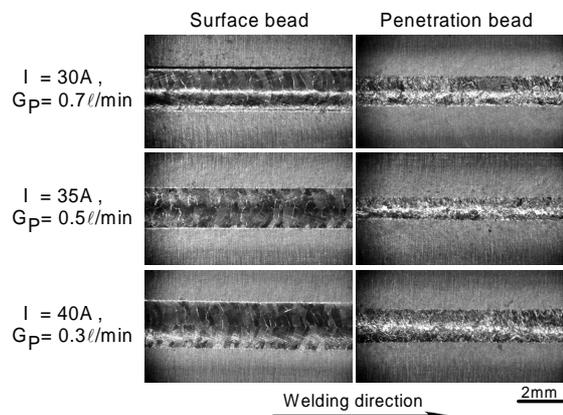


Fig.4 Bead appearances of welded joints.

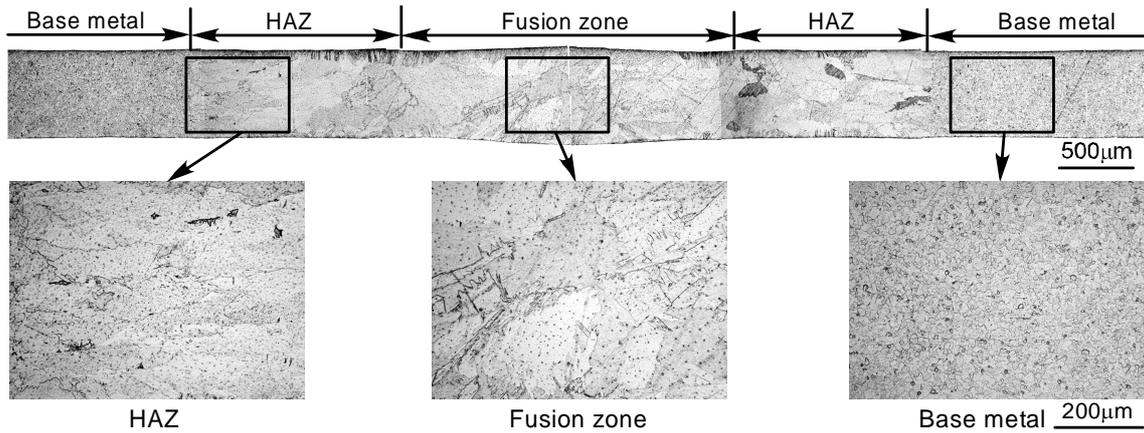


Fig.5 Macro- and microstructures of welded joint. ( $I=40A$ ,  $G_p=0.3$ //min)

細な等軸晶であるが、溶融凝固部および熱影響部の結晶粒は著しく粗大化した。熱影響部は、母材近傍では溶融凝固部方向に伸長する組織を呈し、溶融凝固部近傍では粗大な等軸晶組織となった。溶融凝固部の組織は大小の結晶粒が共存し、一部に鋸歯状および針状組織が観察された。

継手横断面の硬さ分布を Fig.6 に示す。溶接部の硬さは、母材の硬さに比べてやや硬化した。溶融凝固部と熱影響部の硬さの差異は明瞭には認められなかった。また、溶融凝固部と熱影響部の硬さ分布は、溶接電流およびプラズマガス流量によらず母材に比べて大きく硬さが変化する傾向を示した。WES7102 によれば、純チタン溶接継手の硬さは、ピッカース硬さで母材に対し+40 程度までは健全な継手とみなされている<sup>3)</sup>。溶接部の硬さは、溶接条件によらず数箇所この基準よりわずかに上回り、やや酸化傾向が認められた。これは、パルス YAG レーザ溶接継手の硬さ分布と同様の傾向であった<sup>2)</sup>。

JIS 13B 試験片による引張試験結果を Fig.7 に、破断後の外観の一例を Fig.8 に示す。継手は全て局部収縮を伴う母材での延性破断であり、破断位置は溶接部と試験片 R 部との中央であった。したがって継手の引張強さおよび 0.2% 耐力は母材と同等の値であるが、伸びは母材に比較してわずかに低い値を示した。これは前述したように溶接部が硬化したことによると考える。

切欠き付き引張試験片による試験結果を Fig.9 に、破断後の外観の一例を Fig.10 に示す。

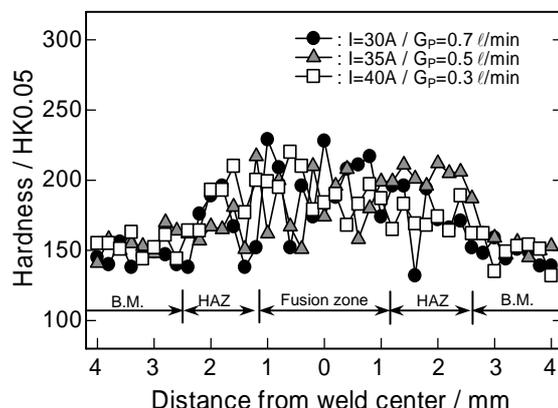


Fig.6 Hardness profile of welded joints.

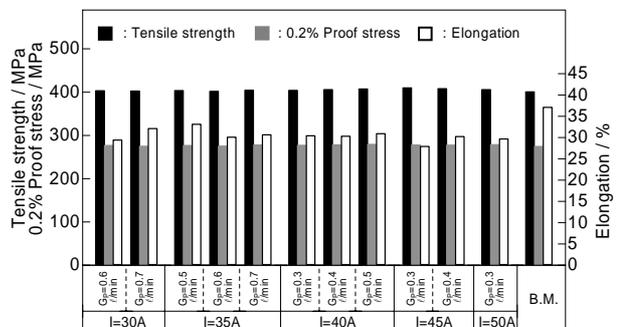


Fig.7 Relation between welding conditions and tensile properties of JIS 13B specimen.

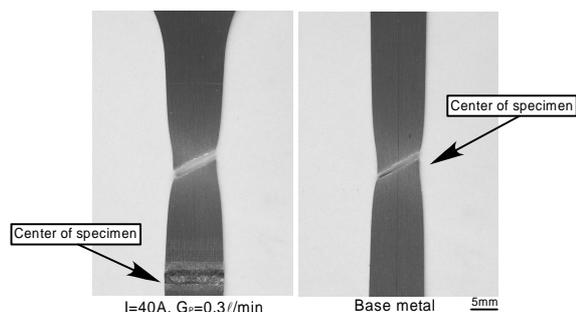


Fig.8 Appearances of tensile tested specimen with JIS 13B.

継手の引張強さは溶接電流およびプラズマガス流量に関係なく高い値が得られ、継手効率は97%以上となった。これは、パルスYAGレーザ溶接継手の継手効率と同等の値である<sup>2)</sup>。継手の伸びは、母材と比較しておよそ10%低下したが、溶接条件との相関は認められなかった。溶接条件によらず継手の破断位置は熱影響部近傍となり、R10の切欠き底部すなわち溶融凝固部が亀裂発生の起点とはならなかった。

切欠き付き引張試験後の破面のSEM観察をFig.11に示す。継手の破面は母材と同様に多数のディンプルが観察された延性破面を呈した。チタンは溶接時に著しく酸化した継手の場合、引張試験後の破面は典型的な脆性破面となるとの報告がある<sup>4)</sup>。本実験における引張試験後の破面には、脆性破面は観察されなかった。

曲げ試験後の外観の一例をFig.12に示す。継手は、表曲げおよび裏曲げ試験ともに、曲げ半径R=1mmでの180°曲げが可能であった。溶接部の曲げ加工による割れは認められなかった。本研究の範囲では、適正溶接条件で溶接された継手であれば、溶接部の延性の低下は曲げ加工に影響しないと考えられる。

深絞り試験後の外観をFig.13に示す。継手の深絞り成形性は、溶接条件によらず母材とほぼ同等であった。しかし、カップ側壁部および肩部のビード表面は塑性加工により成形前に比べ荒くなった。溶接部の延性が低いことにより、肩部ではその変形を補うように周囲の母材が局部的に大きく変形した様相を呈した。全ての溶接条件で溶接部および母材部に深絞り成形による割れは認められなかった。

本研究は、文部科学省学術フロンティア推進事業の一部として行われた。特記して謝意を表す。

#### 参考文献

- 1) (社)日本チタン協会:チタンの加工技術,(1998),1.
- 2) 朝比奈,伊藤:軽金属,55(2005),8,337-342.
- 3) (社)日本溶接協会規格委員会:イナートガスアーク溶接作業標準,(1983).
- 4) 伊藤,朝比奈,時末:軽金属学会第108回春期大会講演概要,(2005),129.

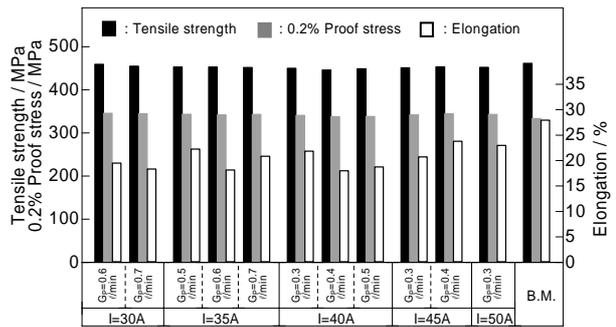


Fig.9 Relation between welding conditions and tensile properties of notched specimen.

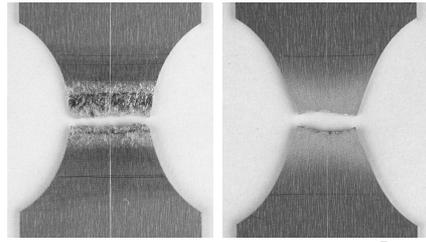


Fig.10 Appearances of tensile tested specimen with notched.

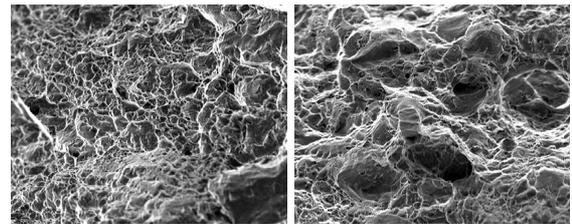


Fig.11 Microfractographs of tensile tested specimen with notched.

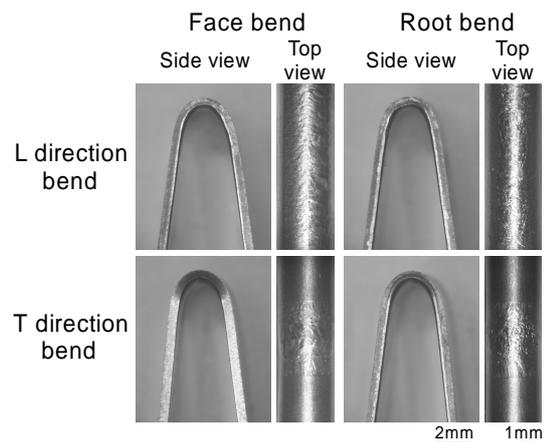


Fig.12 Appearances of bend tested specimen. (I=40A, G<sub>P</sub>=0.3//min, R=1mm)



Fig.13 Side view of deep drawing tested specimen.