酸素含有量の異なる純チタン薄板のレーザ溶接性

日大生産工（院）　○伊　東　大　介
日大生産工　朝比奈　敏　勝

１．緒　言

環境汚染物質の処理問題に関し，高温，高水圧である超臨界水による水熱反応を利用した廃棄物処理システムが検討されている．著者らは耐食性および耐熱性が良好である純チタンを超臨界水試験用容器に適用するための検討を行っている[1)]．

本研究では，酸素含有量の異なる工業用純チタンをYAG レーザにて突合せ溶接し，得られた継手の機械的性質に及ぼす酸素量の影響を検討した．

２．供試材および実験方法

供試材には，酸素含有量の異なる板厚 0.6㎜ の JIS 純チタン 2 種 TP340C および 4 種 TP550C（以後それぞれ G2，G4 と称す)を長さ 200 ㎜，幅 70 ㎜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，ブタノンで脱脂洗浄して実験に供した．供試材の化学組成を Table 1 に，機械的性質を Table 2 に示す．

溶接には最大平均出力 550W(最大パルスエネルギー 70J)のパルス YAG レーザ装置を使用し，ルート間隔なしのＩ型突合せ溶接とした．レーザヘッドは母材からの反射光を避けるために前進角 20°で固定し，焦点距離 80㎜ の集光レンズの焦点位置を供試材表面とした．溶接は圧延方向に対して直角に行った．アシストガスおよびバックシールドガスにはアルゴンガスを用い，レーザヘッド内のガス置換を 20 秒以上行った．溶接条件を Table 3 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．引張試験は JIS 13B 試験片を使用した．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行った．表曲げおよび裏曲げ試験は，曲げ稜線を圧延方向に対して直角方向とするＬ方向曲げ，曲げ稜線を圧延方向に対して平行とするＴ方向曲げとし，曲げ半径を 1.0㎜ および 2.0㎜ として，3 点曲げ試験を JIS Z 2248 に準じて行った．深絞り試験はブランク径 90㎜，ポンチ径 40㎜，ダイス肩部半径 8㎜，しわ押さえ力 29ｋN，押出し速度 7㎜/min とした．

Table 1 Chemical compositions of base metals. (mass%)

Base Metals	H	O	N	Fe	C	Ti
G2	0.0020	0.100	0.010	0.070	-	Bal.
G4	0.0025	0.286	0.006	0.168	0.015	Bal.

Table 2 Mechanical properties of base metals.

Base Metals	Tensile test specimen	Tensile strength (MPa)	0.2% Proof stress (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HK0.05)
G2	JIS 13B	408	265	36	158
	Notched	478	389	30	
G4	JIS 13B	706	573	27	248
	Notched	813	622	19	

Table 3 Welding conditions.

Laser output	Q	(W)	350, 400, 450
Pulse width	PW	(ms)	5, 10
Pulse frequency	F	(Hz)	20
Welding speed	V	(mm / min)	450~1050
Assist / Backing shielding gas flow rate	G	(ℓ / min)	30

３．実験結果および考察

継手のビード外観を Fig.1 に示す．G2，G4 共に表面割れは観察されず，チタン特有の酸化による変色も認められなかった．また，溶接速度の増加に伴い，ビード幅が狭くなった．溶接速度 1050㎜/min では，溶融凝固部中心にくぼみが観察され，良好なビード形状の継手が得られなかった．G2 に比較して，G4 は溶接時にスパッタが多く発生する傾向が認められた．

横断面組織を Fig.2 に示す．G2，G4 共に，全ての継手にアンダーフィル，ブローホールおよび割れ等の溶接欠陥は認められなかった．母材から熱影響部，溶融凝固部にかけて結晶粒は粗大化し，溶融凝固部には一部に針状のα組織が観察された．溶接速度の増加に伴い溶接部の結晶粒径は微細化し，熱影響部幅は著しく狭くなった．溶接速度が低速の継手には水平方向に成長した粗大な結晶粒が観察された．母材部の結晶粒径は G2 に比較して，G4 が微細であるが，熱影響部およ

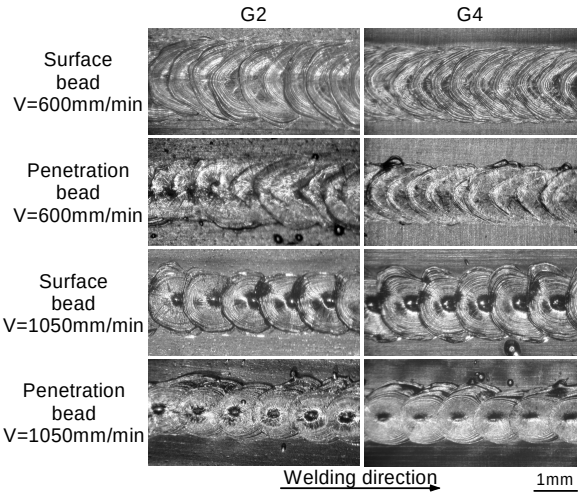

Fig.1 Bead appearances of welded joints. (Q=400W,PW=5ms)

Laser Weldability of Pure Titanium Sheet by Different Oxygen Content in Base Metal.

Daisuke ITOH and Toshikatu ASAHINA

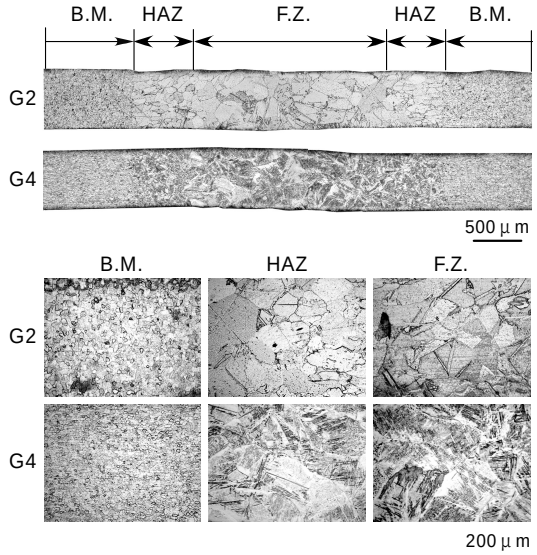

Fig.2 Macro- and Microstructures of welded joints.
(Q=400W,PW=5ms,V=600mm/min)

び溶融凝固部では明瞭な差異が認められなかった．

溶接部の硬さ分布を Fig.3 に示す．純チタンの溶接時における硬化の主要因は，水素，酸素の吸収であるとされている[2]．G2, G4 共に継手は母材から熱影響部，溶融凝固部にかけて徐々に硬化し，溶融凝固部は母材に比較して 40HK 程度硬化する傾向が認められた．両継手の溶融凝固部の結晶粒径に明瞭な差異が認められなかったにも関わらず，溶融凝固部では硬さに相違が観察された要因は，母材中の酸素含有量の差異によるものと考える．

引張試験結果を Fig.4 に示す．母材の引張特性は，G2 に比較して G4 は引張強さ，0.2%耐力共に高く，伸びは低い．これは母材中の酸素含有量の差異によるものと考える[3]．JIS 13B 試験片による引張試験（図中(a)(b)(e)(f)）では，G2, G4 共に母材で破断し，継手効率 100%の値が得られた．このため，溶接条件による引張特性の明瞭な差異は認められず，全ての溶接条件で，引張強さおよび 0.2%耐力共に母材に比べてやや向上し，伸びは低下した．

切欠き付き引張試験片による引張試験（図中(c)(d)(g)(h)）では，G2，G4 共に溶接部で破断し，継手効率 100%の値が得られた．JIS 13B 試験片による引張試験と同様に，引張強さおよび 0.2%耐力共に母材に比べてやや向上し，伸びは低下した．

L 方向曲げ試験後の外観を Fig.5 に示す． G2 は全継手で曲げ半径 R=1.0㎜での 180°曲げが可能であり，母材と同等の曲げ性を得た．G4 は曲げ半径 R=2.0㎜で 180°曲げが可能であったが，曲げ半径 R=1.0㎜では，ビードと平行に割れが発生した．T 方向曲げ試験では，G2 は全条件で曲げ半径 1.0㎜での 180°曲げが可能であったが，G4 は継手の一部でビードに割れが発生した．

深絞り試験後の外観を Fig.6 に示す．G2 は母材と同等の成形性が得られた．しかし G4 は全継手で側面に割れが発生した．G2，G4 共に成形後のビード表面は荒くなり，ビード近傍の母材部は大きく変形した．

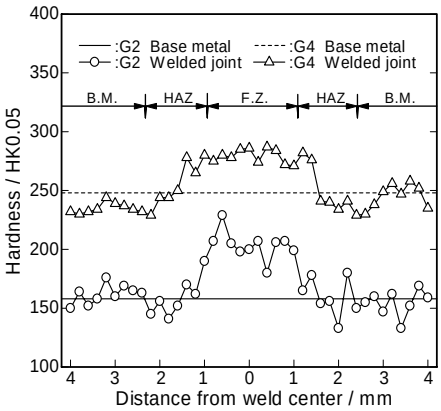

Fig.3 Hardness profile of welded joints.
(Q=400W,PW=5ms,V=600mm/min)

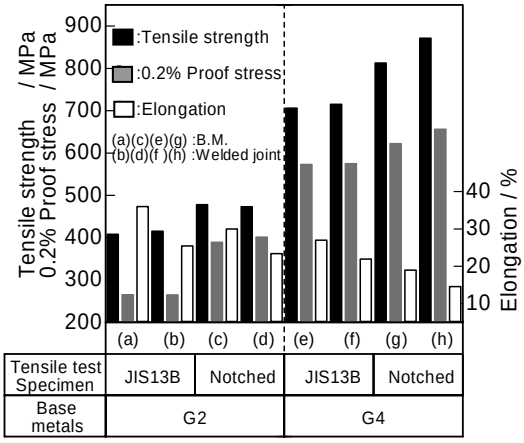

Fig.4 Results of tensile test.
(Q=400W,PW=5ms,V=600mm/min)

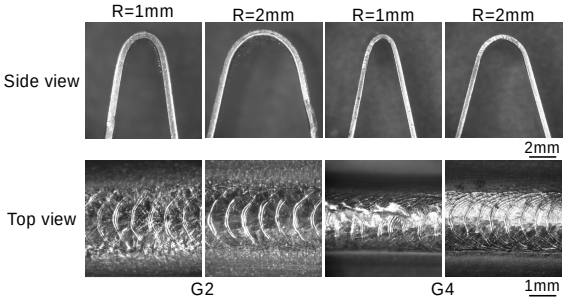

Fig.5 Bend tested specimens.
(Q=400W,PW=5ms,V=600mm/min)

Fig.6 Deep drawing tested specimens.
(Q=400W,PW=5ms,V=600mm/min)

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) 朝比奈，伊藤：軽金属 55 (2005),8,337-342.
2) (社)日本溶接協会：イナートガスアーク溶接作業標準 (1983).
3) (社)日本チタン協会技術委員会強度分科会:チタン 45 (1997),1,45-50.